

**Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica**

**Dissertação de Mestrado**

**Estudo das Ligas AlSi7Mg  
para Vazamento em Areia**

*Sara Isabela Nunes Ribeiro*

**Supervisor:** Eng.º Jorge Lino Alves

**Orientador:** Eng.º Rui Neto

Porto, Setembro de 2017



*Aos meus pais Helda e Joaquim*

## RESUMO

---

As ligas de alumínio são caracterizadas pela baixa densidade, propriedades mecânicas aceitáveis e boas propriedades tecnológicas. Devido também à sua boa condutividade elétrica são utilizadas na indústria de produção de energia, o que acontece com as peças fabricadas pela SKELT. Algumas destas peças não correspondiam às especificações, pelo que se tentou perceber qual seria o problema. Para isso realizaram-se tratamentos térmicos, verificou-se também o processo de desgaseificação realizado pela empresa, medindo-se densidades e porosidades. Verificou-se a composição química da liga AlSi7Mg0,6 e também se procedeu ao dimensionamento dos sistemas de gitagem e de alimentação de uma peça em concreto, seguindo-se de simulações do processo de vazamento. Realizaram-se vazamentos com moldações de areias diferentes, nomeadamente areia digital, utilizada pela SKELT, e em areia auto-secativa, utilizada pelo INEGI, sendo que para uma menor percentagem de porosidades, a utilização da areia auto-secativa é, de facto, mais adequada.



## ABSTRACT

---

*Aluminum alloys are characterized by low density, acceptable mechanical properties and good technological properties. Due also to their good electrical conductivity, they are used in the energy industry, which is the case of the castings manufactured by SKELT. Some of these castings did not correspond to their specifications, so we tried to figure out what could be the problem. So, heat treatments were carried out, the process of degassing carried out by the company was verified, and densities and porosities were measured. The chemical composition of the AlSi7Mg0.6 alloy was verified and the gating and feeding systems of a certain casting were dimensioned, followed by simulations of the casting process. Pouring were made with different sand moldings, such as digital sand, used by SKELT, and self-drying sand, used by INEGI, so, for a smaller percentage of porosities, the self-drying sand is, indeed, most appropriate.*

## AGRADECIMENTOS

---

Quero agradecer à engenheira Joana Cruz da SKELT, pela disponibilidade para responder às minhas dúvidas e pela partilha de informações.

Quero também agradecer à Armanda Marques pelo serviço prestado e pela simpatia demonstrada, sempre pronta a ajudar.

À Engenheira Inês Oliveira, o meu profundo agradecimento pela orientação e por toda a ajuda que me deu.

Agradeço ao Engenheiro Rui Soares pela disponibilidade e prontidão para ajudar.

Agradeço também aos meus orientadores, Engenheiro Rui Neto e Engenheiro Jorge Lino pelos conselhos dados e por partilharem os seus conhecimentos durante o acompanhamento da dissertação.

Agradeço ao “Project NORTE-01-0145-FEDER-000022 - SciTech - Science and Technology for Competitive and Sustainable Industries, cofinanced by Programa Operacional Regional do Norte (NORTE2020), through Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER).”

Por último, mas o mais importante, quero agradecer à minha família pois sem eles nada disto seria possível. Quero agradecer principalmente à minha mãe, uma Mulher que me inspira todos os dias pelo seu espírito de sacrifício e dedicação, que sempre me apoiou e nunca me deixou desistir.



## CONTEÚDO

<b>Resumo .....</b>	<b>iii</b>
<b>Abstract .....</b>	<b>iv</b>
<b>Agradecimentos .....</b>	<b>v</b>
<b>Índice de Figuras.....</b>	<b>ix</b>
<b>Índice de Tabelas.....</b>	<b>xiv</b>
<b>1. Introdução .....</b>	<b>1</b>
1.1 Apresentação das Empresas .....	1
1.2 Objetivos e Estruturação da Dissertação .....	2
<b>2. Fundição de Ligas de Alumínio.....</b>	<b>3</b>
2.1 Ligas de Alumínio .....	3
2.1.1 Ligas AlSi7Mg .....	4
2.1.2 Efeitos de Alguns Elementos Químicos no Alumínio.....	6
2.2 Fundição em Areia.....	8
2.2.1 Hidrogénio no Alumínio.....	10
2.2.2 Oxigénio no Alumínio .....	12
2.2.3 Desgaseificação.....	14
2.2.4 Contração e Solidificação do Metal Vazado.....	19
2.2.5 Tipos de Areia .....	22
2.2.6 Defeitos da Fundição .....	24
2.3 Sistemas de Gitagem e de Alimentação.....	27
2.3.1 Componentes do Sistema de Gitagem.....	30
2.3.2 Componentes do Sistema de Alimentação .....	36
2.3.3 Simulação .....	42
2.4 Tratamento Térmico .....	43
<b>3. Trabalho Experimental .....</b>	<b>47</b>

3.1	Tratamento Térmico .....	47
3.1.1	<i>Medição de Porosidades</i> .....	49
3.2	Desgaseificação .....	51
3.2.1	<i>Medição de Densidades e Porosidades</i> .....	53
3.3	Dimensionamento e Simulação dos Sistemas de Gitagem e dos Sistemas de Alimentação .....	59
3.3.1	<i>Simulações</i> .....	67
3.3.2	<i>Vazamento com Sistema de Gitagem Projetado</i> .....	70
3.4	Vazamento em Tipos de Areias Diferentes .....	73
<b>4.</b>	<b>Resultados e Discussão .....</b>	<b>78</b>
4.1	Composição Química .....	78
4.2	Tratamento Térmico .....	79
4.2.1	<i>Caracterização das Propriedades Mecânicas</i> .....	80
4.2.2	<i>Medição de Porosidades</i> .....	81
4.3	Desgaseificação .....	84
4.3.1	<i>Medição de Densidades e Porosidades</i> .....	84
4.4	Simulações.....	87
4.4.1	<i>Simulação Inicial</i> .....	88
4.4.2	<i>Simulação Final</i> .....	89
4.5	Vazamento com Sistema de Gitagem Projetado.....	91
4.5.1	<i>Abatimento</i> .....	91
4.5.2	<i>Porosidades</i> .....	92
4.6	Vazamento em Tipos de Areias Diferentes .....	95
<b>5.</b>	<b>Conclusão.....</b>	<b>98</b>
	<b>Referências .....</b>	<b>99</b>
	<b>Anexo A .....</b>	<b>103</b>
	<b>Anexo B.....</b>	<b>106</b>
	<b>Anexo C.....</b>	<b>107</b>
	<b>Anexo D .....</b>	<b>108</b>
	<b>Anexo E.....</b>	<b>110</b>

<b>Anexo F .....</b>	<b>118</b>
<b>Anexo G .....</b>	<b>131</b>
<b>Anexo H .....</b>	<b>136</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Elementos que compõem uma moldação em areia. Adaptado de (Lobo 2017). .....	9
Figura 2 – Solubilidade do hidrogénio no alumínio( $p_{H_2} = 1 \text{ atm}$ ) (Kaufman e Rooy Elwin 2004). .....	11
Figura 3 – Inclusões de óxidos numa liga de alumínio (Fuoco 2016). .....	13
Figura 4 - Eficiências relativas de gases de purga na desgaseificação da liga de alumínio 356 (Davis 1993). ....	15
Figura 5 – Representação esquemática de a) rotor e b) processo de desgaseificação rotativa. Adaptado de (Mostafaei et al. 2016). .....	15
Figura 6 – Equipamento de desgaseificação ultrassónica. Adaptado de Puga et al. (2009). .....	17
Figura 7 – Esquema do processo de obtenção de provetes solidificados com pressão reduzida (Fuoco 2016). .....	18
Figura 8 – Tamanho e quantidade de porosidade em corpos de prova solidificados a pressão reduzida à medida em que o tempo de desgaseificação com rotor aumenta. Os números nos provetes representam o tempo de desgaseificação em minutos (Fuoco 2016). .....	18
Figura 9 – Contração de um cilindro, vazado em céu aberto, durante a solidificação e arrefecimento posterior. (Lobo 2017). .....	19
Figura 10 – Solidificação dendrítica em pele ou dirigida em ligas metálicas de baixo estado de nucleação, vazadas em moldações permanentes com vazamento em céu aberto (lingoteiras) (Lobo 2017). .....	20
Figura 11 – Solidificação dendrítica em camada espessa de ligas metálicas com um grande intervalo de solidificação e estados de nucleação elevados. ....	21
Figura 12 – Componentes básicos de um sistema de gitagem simples para um molde separado horizontalmente. Adaptado de (Metals 2008). .....	31
Figura 13 – Sistema de enchimento, com bacia de vazamento cónica. ....	32
Figura 14 – Forma afunilada do canal de descida. Adaptado de (Lobo 2017). .....	33
Figura 15 – Formas comuns para a base do canal de descida (Lobo 2017). ....	33
Figura 16 – Formas mais comuns para os canais de sistema convergente, sistema divergente e para ligas de alto ponto de fusão em que se pretende minimizar as perdas de temperatura (Lobo 2017). ....	34
Figura 17 – Locais de colocação de filtros em: a) moldações com plano de apartação horizontal; b) entre $0^\circ$ e $90^\circ$ do plano de apartação; c) paralelo ao plano de apartação (Teixeira 2013). .....	35
Figura 18 – Locais de colocação de filtros em sistemas de gitagem vertical: a) colocação à saída da bacia de vazamento; b) colocação do filtro no canal de descida (Teixeira 2013). .....	36
Figura 19 – Esquema dos passos básicos no projeto de sistemas de alimentação. ....	37
Figura 20 – Alimentador cilíndrico do tipo $H=1,5D$ . ....	38
Figura 21 – Alimentador cilíndrico do tipo $H=D$ . ....	38

Figura 22 – Regras gerais de dimensionamento para colos de alimentadores, do tipo lateral.....	39
Figura 23 - Regras gerais de dimensionamento para colos de alimentadores, do tipo de topo. ....	40
Figura 24 - Regras gerais de dimensionamento para colos de alimentadores, do tipo lateral para placas. ....	40
Figura 25 – Raio de ação dos alimentadores e forma das linhas isotérmicas: a) Situação normal; b) Efeito dos isoladores e arrefecedores (Lobo (2017)). ....	41
Figura 26 - Diagrama de fase metastável $Mg_2Si$ , com um esquema ilustrativo da formação do precipitado $Mg_2Si$ (Morais Tiago Augusto 2015). ....	44
Figura 27 – Tensão limite de elasticidade para diferentes temperaturas e tempos de precipitação para a liga AlSi7Mg. Adaptado de (Loizaga et al. 2010). ....	45
Figura 28 - Evolução da dureza da liga A356 após solubilização a 540 °C, com diferentes tempos de estágio e envelhecimento, para temperaturas diferentes. Adaptado de (Morais Tiago Augusto 2015). ....	46
Figura 29 – Microestrutura com silício eutético modificado: a) estado bruto de fundição; b) Microestrutura após tratamento térmico T6 (Morais Tiago Augusto 2015). ....	46
Figura 30 – Forno pronto para o tratamento térmico.....	48
Figura 31 – Instrumentação das peças a realizar tratamento térmico de homogeneização. ....	48
Figura 32 – Instrumentação das peças a realizar tratamento térmico de envelhecimento. ....	49
Figura 33 – a) Peça 1 para análise metalográfica, sem tratamento térmico; b) Peça 1 cortada e polida. ....	49
Figura 34 – Áreas a analisar microscopicamente: a) Peça 1, A1; b) Peça 1, A2; c) Peça 1, A3. ....	50
Figura 35 – a) Peça 2 para análise metalográfica sem tratamento térmico; b) Peça 2 cortada e polida. ....	50
Figura 36 - Áreas a analisar microscopicamente: a) Peça 2, A1; b) Peça 2, A2; c) Peça 2, A3.....	50
Figura 37 – Caixa de moldação, com dimensões de 400 x 500 x 120 mm.....	51
Figura 38 – Utilização do software ImageJ: a) Imagem metalográfica no microscópio; b) Aplicação do threshold em que a parte que está a cor vermelha são os vazios da peça.....	51
Figura 39 – Processo de desgaseificação rotativa da SKELT: a) Rotor; b) Colocação do rotor no forno de fusão; c) Gás utilizado no processo de desgaseificação, neste caso, o argon. ....	52
Figura 40 – Teste de vácuo da SKELT. ....	53
Figura 41 – Balança analítica AND FR-200 MKII Max=210g d=0,1mg. ....	54
Figura 42 – Cadinhos de aço do INEGI, B e C utilizados no teste de vácuo. ....	54
Figura 43 – Amostras para medição de densidade e medição da percentagem de porosidade. ....	55
Figura 44 – Medição da massa da amostra: a) Em ar; b) Em água. ....	56
Figura 45 – Amostras do teste de desgaseificação de vários cadinhos, já cortadas e polidas. ....	57
Figura 46 – Peça da Firmago para análise microestrutural. ....	57
Figura 47 – Peça da Firmago, cortada e polida, com zonas definidas para análise de porosidades.....	58
Figura 48 – Peça de sucata da SKELT para análise metalográfica. ....	58

Figura 49 – Peça aleatória da SKELT (sucata), com as zonas das micrografias definidas. ....	58
Figura 50 – Peça da Skelt para dimensionamento e simulação. ....	59
Figura 51 – Dimensões gerais da peça, em milímetros. ....	59
Figura 52 – Medição do abatimento da peça recorrendo a um paquímetro. ....	60
Figura 53 – Alimentador cilíndrico utilizado no dimensionamento do sistema de alimentação. ....	61
Figura 54 – Dimensionamento do alimentador de topo e respetivo colo. ....	61
Figura 55 – Colo dimensionado em algumas simulações. ....	61
Figura 56 – Forma dos canais de alimentação. ....	62
Figura 57 – Sistema de alimentação utilizado pela SKELT. ....	64
Figura 58 – Sistema de alimentação e de enchimento que a Skelt utilizou, em CAD. ....	65
Figura 59 – Primeiro dimensionamento e segunda simulação, com colos circulares e base dos alimentadores esferoidais. ....	65
Figura 60 - Canais de distribuição, de secção trapezoidal, cuja área corresponde a quatro vezes a área de saída do gito, respeitando a proporção 1:4:4. ....	65
Figura 61 – Segundo dimensionamento e terceira simulação, com alimentador de topo. ....	66
Figura 62 – Quarta simulação: a) alimentadores com saída de 2°; b) Pormenor do colo do alimentador que tem uma maior área. ....	66
Figura 63 – Último dimensionamento e simulação: a) Poço circular; b) Detalhe do colo do alimentador ocupar praticamente toda a área lateral da peça. ....	67
Figura 64 – Esquema do procedimento do ProCast. ....	68
Figura 65 – Simulação: a) Geometria a simular; b) Moldação em areia com a geometria a simular. ....	68
Figura 66 – Temperatura dos materiais, neste caso da moldação em areia e da liga AlSi7Mg0,3. ....	69
Figura 67 – Definição do tipo de arrefecimento. ....	69
Figura 68 – Definição das interfaces. ....	70
Figura 69 – Definição dos vários parâmetros, tais como o critério de Nyama e fração mássica sólica. ....	70
Figura 70 – Moldações do sistema de gitagem dimensionado para vazamento. a) Meia moldação inferior ainda sem a areia; b) Meia moldação inferior com a areia já compactada. ....	71
Figura 71 - Moldações do sistema de gitagem dimensionado para vazamento. a) Moldação superior ainda sem a areia; b) Moldação completa com a areia já compactada. ....	72
Figura 72 – Moldação superior com arrefecedor. ....	72
Figura 73 – Areia utilizada nos vazamentos pela SKELT, designada comercialmente por areia digital. ....	74
Figura 74 – Placas molde da Skelt. a) Placa molde superior; b) Placa molde inferior. ....	75
Figura 75 – Meias moldações já com a areia calcada: a) Meia moldação superior; b) Meia moldação inferior. ....	76



Figura 76 – Moldação com a liga já vazada na areia utilizada pelo INEGI. ....	76
Figura 77 – Peça cortada e polida para análise de porosidades, que será designada por P1.....	77
Figura 78 – Peça cortada e polida para análise de porosidades, que será designada por P2.....	77
Figura 79 – Resultado do ensaio instrumentado do tratamento térmico de homogeneização.. ....	79
Figura 80 – Resultado do ensaio instrumentado do tratamento térmico de envelhecimento. ....	80
Figura 81 - a) Microestrutura da peça 1, área 1, sem tratamento térmico, com ampliação 23x; b) Percentagem de vazios na ordem dos 9,3%. ....	82
Figura 82 - a) Microestrutura da peça 1 com tratamento térmico, com ampliação 23x; b) Percentagem de vazios na ordem dos 3,1%.....	82
Figura 83 – Microestrutura da peça 1, área 1 sem tratamento térmico, ampliada 75x. ....	83
Figura 84 – Amostras B1 e C1 onde é visível a olho nu as porosidades. ....	86
Figura 85 - a) Microestrutura da amostra B1; b) Percentagem de vazios na ordem dos 6,95%. ....	86
Figura 86 - a) Microestrutura da peça sucata da SKELT, zona 1; b) Percentagem de vazios na ordem dos 0,79%.....	87
Figura 87 - a) Microestrutura da peça da Firmago, zona 3x; b) Percentagem de vazios na ordem dos 1,15%. .	87
Figura 88 - Solidificação da simulação inicial: a) Instante em que os colos solidificam primeiro que a peça; b) Solidificação no final da simulação. ....	88
Figura 89 – Percentagem de microrrechupes. ....	89
Figura 90 – Solidificação da simulação final. ....	90
Figura 91 – Percentagem de microrrechupes após total solidificação. ....	90
Figura 92 – Peças vazadas na SKELT e INEGI para medição de abatimento na parte superior das peças. ....	91
Figura 93 – Abatimento visível na peça.....	92
Figura 94 – Cortes transversais da peça para medição de porosidades. ....	93
Figura 95 – Corte das peças vazadas com e sem arrefecedor para posterior análise de percentagem de vazios. .....	93
Figura 96 – a) Microestrutura da peça 1, secção 1; b) Percentagem de vazios na ordem dos 9,93%. ....	94
Figura 97 – a) Microestrutura da peça 2, secção 1; b) Percentagem de vazios na ordem dos 20,58%. ....	95
Figura 98 – Peça vazada com uma moldação de areia digital. ....	95
Figura 99 - Peça vazada com uma moldação de areia auto-secativa.....	96
Figura 100 - Microestrutura da peça 1, zona 1, sem tratamento térmico; b) Percentagem de vazios na ordem dos 0,7%. ....	96
Figura 101 – Propriedades da liga AlSi7Mg0,3, segundo a norma EN 1876.....	103
Figura 102 – Propriedades da liga AlSi7Mg0,6, segundo a norma EN 1876. ....	103
Figura 103 – Norma ISO 3522:2007 (E). ....	104

<b>Figura 104 – Norma ISO 3522:2007 (E). .....</b>	<b>105</b>
<b>Figura 105 – Resultado do tratamento de homogeneização de 8 horas a 540°C.....</b>	<b>108</b>
<b>Figura 106 – Resultado do tratamento de envelhecimento de 6 horas a 155 °C. ....</b>	<b>109</b>

## ÍNDICE DE TABELAS

---

Tabela 1 – Composição química das ligas AlSi7Mg segundo a Norma ISO 3522:2007(E).	5
Tabela 2 – Propriedades mecânicas das ligas AlSi7Mg para fundição em areia, segundo a norma ISO 3522:2007(E).	5
Tabela 3 – Outras propriedades das ligas AlSi7Mg, segundo a norma ISO 3522:2007(E).	6
Tabela 4 – Principais características das areias de base e comportamentos em relação à areia de sílica (Lobo 2017).	23
Tabela 5 - Contração Volumétrica durante o arrefecimento desde a temperatura de vazamento até ao fim da solidificação (Magalhães 2009) .	28
Tabela 6 - Dados do processo de desgaseificação da SKELT.	52
Tabela 7 – Equipamento utilizado para medição da massa das amostras e microscopia.	53
Tabela 8 – Valores dos módulos da peça e alimentador.	60
Tabela 9 - Resumo das dimensões alteradas de simulação em simulação.	63
Tabela 10 – Dados para a Simulação do ProCast.	67
Tabela 11 – Componentes da preparação da areia para a meia moldação inferior.	73
Tabela 12 - Componentes da preparação da areia para a meia moldação superior.	73
Tabela 13 – Componentes da preparação da areia para a meia moldação superior.	74
Tabela 14 - Componentes da preparação da areia para a meia moldação inferior.	74
Tabela 15- Comparação entre a composição química da liga AlSi7Mg0,6 da SKELT com a norma ISO 3522.	78
Tabela 16 – Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6 da SKELT antes do tratamento térmico no estado bruto de vazamento.	80
Tabela 17 - Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6 da SKELT depois do tratamento térmico T6.	81
Tabela 18 - Resultados da medição da percentagem de porosidades presentes nas peças, com e sem tratamento térmico.	83
Tabela 19 – Densidades das amostras de diferentes cadinhos da visita de 14 Março 2017, medidas na SKELT.	84
Tabela 20 – Densidades das amostras de diferentes cadinhos da visita de 14 Março 2017, medidas no INEGI.	84
Tabela 21 – Resultados da medição de porosidades das amostras do teste de vácuo.	85
Tabela 22 - Resultados da medição de porosidades da peça da Firmago e da peça de sucata da SKELT.	85
Tabela 23 – Abatimento das peças vazadas em sistemas de giteagem diferentes.	92

<b>Tabela 24- Resultados da medição de porosidades resultantes do vazamento utilizando último sistema de gitagem e alimentação dimensionado.</b>	<b>94</b>
<b>Tabela 25 – Percentagem de porosidades presentes nas peças vazadas em areia auto-secativa.</b>	<b>97</b>
<b>Tabela 26 - Microestrutura e percentagem de porosidades presentes nas peças com e sem tratamento térmico, vazadas numa moldação de areia digital.</b>	<b>110</b>
<b>Tabela 27 - Microestrutura e percentagem de porosidades presentes nas peças trazidas da SKELT no dia 14 de Março 2017.</b>	<b>118</b>
<b>Tabela 28 - Microestrutura e percentagem de porosidades presentes nas peças vazadas numa moldação de areia auto-secativa, com sistema de gitagem dimensionado.</b>	<b>131</b>
<b>Tabela 29 - Microestrutura e percentagem de porosidades presentes nas peças vazadas numa moldação de areia auto-secativa.</b>	<b>136</b>

# 1. INTRODUÇÃO

---

Atualmente a indústria de fundição é um importante setor na economia mundial, fornecendo produtos para diferentes indústrias e que vão desde a automóvel à ourivesaria, passando por vários setores ligados à metalomecânica. Existem várias técnicas de fundição, tais como a fundição em areia, fundição injetada, fundição por cera perdida, fundição em coquilha, entre outras. Esta dissertação tem por objetivo o estudo das ligas de alumínio AlSi7Mg para vazamento em areia. Este estudo consistiu na resolução de problemas relacionados com a porosidade em peças de uma empresa, a SKELT, dimensionamento dos sistemas de gitagem e alimentação do processo de fundição, comparação do tipo de areias usadas para o vazamento e tratamento térmico.

A técnica de fundição em areia é muito antiga e pouco automatizada, sendo muitos dos seus conhecimentos baseados na experiência dos seus utilizadores sendo, por isso, muito empíricos. Nesse sentido, há a necessidade de implementar alguns estudos, utilizando metodologias científicas para resolver problemas que surgem nestas indústrias. Nos últimos anos têm sido realizados vários estudos científicos para resolver alguns dos problemas que ocorrem na tecnologia de fundição em areia e que, muitas vezes, estão associados à necessidade de fundir novas ligas, cujo processo de solidificação é muito distinto dos materiais mais tradicionais utilizados neste processo de fabrico.

## 1.1 APRESENTAÇÃO DAS EMPRESAS

A presente dissertação foi realizada em ambiente empresarial, no qual o INEGI ficou incumbido de resolver problemas relacionado com o vazamento em areia de outra empresa, a SKELT.

**SKELT Metalomecânica, S.A.** tem a sua sede e instalações fabris em Serzedo, Vila Nova de Gaia, Portugal, onde produz e comercializa uma vasta gama de acessórios metálicos que cobre largamente, os múltiplos e extensos campos de produção, transporte e distribuição de Energia Elétrica, como sejam as centrais, linhas aéreas e subestações elétricas, em baixa, média e alta tensão (SKELT 2017). A unidade de fundição desta empresa é muito recente, existe há pouco mais de um ano, pelo que o objetivo desta dissertação se prende também a ir resolvendo os problemas que vão aparecendo.

“O **INEGI** - INSTITUTO DE CIÊNCIA E INOVAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA E ENGENHARIA INDUSTRIAL - é um Instituto de novas tecnologias, situado na interface Universidade – Indústria e vocacionado para a realização de atividade de investigação e de

inovação de base tecnológica e transferência de tecnologia orientada para o tecido industrial. Nasceu em 1986 no seio do que são hoje os Departamentos de Engenharia Mecânica (DEMec) e de Engenharia e Gestão Industrial (DEGI) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP). Com a figura jurídica de Associação Privada sem Fins Lucrativos, o estatuto de «Utilidade Pública» e uma equipa própria de 200 colaboradores, assume-se como um agente ativo no desenvolvimento e consolidação de um modelo competitivo baseado no conhecimento, na densidade tecnológica dos produtos e processos e na inovação de base tecnológica (INEGI 2017).”

## 1.2 OBJETIVOS E ESTRUTURAÇÃO DA DISSERTAÇÃO

O objetivo desta dissertação é resolver problemas relacionados com a porosidade presente em várias peças, percebendo se a causa será do processo de desgaseificação, dos tratamentos térmicos, do mau dimensionamento dos sistemas de alimentação ou do tipo de areia utilizado no vazamento em areia.

Esta dissertação está dividida fundamentalmente em três partes:

- Revisão bibliográfica;
- Descrição do trabalho experimental;
- Apresentação dos resultados e discussão dos mesmos.

Na revisão bibliográfica é descrito o processo de fundição em areia, assim como as regras de projeto dos sistemas de gitagem e de alimentação, bem como os componentes presentes nestes sistemas.

No trabalho experimental está a descrição do que foi realizado: a medição de porosidades, o projeto dos sistemas de alimentação, as simulações efetuadas, os tratamentos térmicos e os vazamentos em areias diferentes. Segue-se a apresentação dos resultados e a discussão dos mesmos.

## 2. FUNDIÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO

---

Na fundição de peças de alumínio, pode-se utilizar os métodos de fundição em moldação de areia e fundição em moldação permanente.

A fundição em moldação de areia é o processo de vazamento mais simples e mais versátil das ligas de alumínio. Este processo de fabrico é geralmente usado na produção de pequenas quantidades de peças fundidas idênticas, peças vazadas complexas e com interiores complicados.

Este capítulo aborda a fundição de areia das ligas AlSi7Mg, pois esta é a liga com que a SKELT trabalha, devido à sua elevada resistência e boas propriedades mecânicas.

### 2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio possui uma combinação de propriedades que o torna um material muito útil em engenharia. As ligas de alumínio para fundição têm vindo a ser desenvolvidas no sentido de melhorar quer as propriedades relacionadas com o vazamento, como a colabilidade, quer propriedades como a resistência mecânica, a ductilidade e a resistência à corrosão (Marques 2012).

O silício, em quantidades entre 5 e 12 %, é o elemento de liga mais importante das ligas de alumínio para fundição, uma vez que aumenta a colabilidade do metal líquido ao mesmo tempo que aumenta a resistência mecânica. O magnésio, em quantidades de cerca de 0,3% a 1%, é adicionado para aumentar a resistência mecânica principalmente através do tratamento térmico de endurecimento por precipitação.

As ligas de alumínio para fundição são classificadas em dois grandes grupos:

- Ligas binárias, com um único elemento de liga adicionado;
- Ligas complexas, com dois ou mais elementos de liga adicionados.

Entre as primeiras, situam-se as ligas alumínio-cobre, alumínio-silício e alumínio-magnésio. As do segundo grupo contêm cobre e silício, ou cobre, silício e magnésio, ou silício e magnésio ou cobre-níquel e magnésio.

As características do alumínio e suas ligas tornam esse metal de grande utilidade onde se deve combinar boa resistência mecânica e razoável ductilidade, com baixo peso específico e boa resistência à corrosão.

As propriedades das ligas de fundição contendo grandes quantidades de eutéticos, como as ligas de alumínio-silício, dependem mais da morfologia eutética e do espaçamento do braço dendrítico do que do tamanho do grão. Portanto, a modificação da fase de silício frágil do eutético é usada principalmente no processamento de ligas de alumínio-silício (Stefanescu e Ruxanda 2004; Wang et al. 2011).

### 2.1.1 Ligas AlSi7Mg

As ligas Al-Si-Mg caracterizam-se pela sua boa colabilidade e possibilidade de obter boas propriedades mecânicas (Loizaga et al. 2010).

A colabilidade é uma característica do metal e das ligas fundidas relacionada com a viscosidade e que influencia a maior ou menor capacidade para encher as moldações. Se a colabilidade do metal for muito baixa corre-se o risco de o metal solidificar prematuramente, antes do enchimento completo das moldações (Lobo 2017).

As ligas de alumínio AlSi7Mg apresentam alta resistência e ductilidade que pode variar entre 2 a 6 %. Apresentam estas características devido aos baixos teores de impurezas e tratamento térmico a que são submetidas. São boas para fundição, maquinagem e apresentam boa resistência à corrosão. As principais aplicações para estas ligas estão na indústria aeronáutica, partes de máquinas, peças para automóveis, motociclos e partes estruturais que necessitam de alta resistência (Duarte 2007; Ran, Zhou, e Wang 2008).

Esta liga foi desenvolvida para produzir componentes estruturais e de segurança, utilizando os processos de fundição com moldação de areia ou permanente por gravidade e tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (Duarte 2007).

Estas ligas, normalmente, são fundidas entre os 650°C e 750°C, sendo que, tal como referem Xu et al. (2004), a temperaturas acima dos 700°C, os processos de desgaseificação são mais eficientes.

A **Tabela 1** diz respeito à composição química da liga AlSi7Mg e suas variantes, segundo a norma ISO 3522:2007(E). Os valores entre parênteses são composições de lingotes onde diferem dos valores das peças vazadas. Os limites de valores são expressos como um máximo, a menos que estejam dentro de um intervalo.



**Tabela 1** – Composição química das ligas AlSi7Mg segundo a Norma ISO 3522:2007(E).

SÍMBOLO QUÍMICO	ALSi7MG	ALSi7MG0,3	ALSi7MG0,6
COMPOSIÇÃO QUÍMICA, % (FRAÇÃO MÁSSICA)	<b>Si</b>	6,5 a 7,5	6,5 a 7,5
	<b>Fe</b>	0,55 (0,45)	0,19 (0,15)
	<b>Cu</b>	0,20 (0,15)	0,05 (0,03)
	<b>Mn</b>	0,35	0,10
	<b>Mg</b>	0,20 a 0,65 (0,25 a 0,65)	0,25 a 0,45 (0,30 a 0,45)
	<b>Ni</b>	0,15	-
	<b>Zn</b>	0,15	0,07
	<b>Pb</b>	0,15	-
	<b>Sn</b>	0,05	-
	<b>Ti</b>	0,05 a 0,25 (0,05 a 0,20)	0,08 a 0,25 (0,10 a 0,18)
	<b>Outros<sup>1</sup> Cada</b>	0,05	0,03
	<b>Outros Total</b>	0,15	0,10
	<b>Alumínio</b>	Restantes	

As propriedades mecânicas das ligas AlSi7Mg para fundição em areia estão descritas na **Tabela 2**, cujos valores representados são os valores mínimos.

**Tabela 2** – Propriedades mecânicas das ligas AlSi7Mg para fundição em areia, segundo a norma ISO 3522:2007(E).

DESIGNAÇÃO DA LIGA	DESIGNAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO	TENSÃO DE ROTURA R <sub>m</sub> MPa	TENSÃO LIMITE DE ELASTICIDADE <sup>2</sup> R <sub>p0,2</sub> MPa	EXTENSÃO APÓS ROTURA %	DUREZA BRINELL HBW	TENSÃO LIMITE DE FADIGA MPa
<b>AL SI7MG</b>	F	140	80	2	50	80 a 110
	T6	220	180	1	75	
<b>AL SI7MG0,3</b>	T6	230	190	2	75	80 a 110
<b>AL SI7MG0,6</b>	T6	250	210	1	85	80 a 110

Onde:

<sup>1</sup> “Outros” não inclui elementos modificados ou refinados tais como Na, Sr, Sb ou P.

<sup>2</sup> Tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2%.

- F – Estado bruto de vazamento;
- T6 – Solução tratada termicamente e totalmente envelhecida artificialmente.

Existem também outras propriedades como condutividade elétrica e térmica, descritas na **Tabela 3**.

**Tabela 3** – Outras propriedades das ligas AlSi7Mg, segundo a norma ISO 3522:2007(E).

DESIGNAÇÃO DA LIGA	EXPANSÃO		
	TÉRMICA	CONDUTIVIDADE	CONDUTIBILIDADE
	LINEAR	ELÉTRICA	TÉRMICA
	10 <sup>-6</sup> /K	MS/m	W/(mK)
	293K A 373 K		
AL SI7MG	22	19 a 25	150 a 170
AL SI7MG0,3	22	21 a 27	160 a 180
AL SI7MG0,6	22	20 a 26	150 a 180

As ligas AlSi7Mg0,3 e AlSi7Mg0,6 são mais dúcteis (mais resistentes ao choque) do que a liga AlSi7Mg.

O magnésio é adicionado às ligas Al-Si para formar AlMg<sub>2</sub>Si (Mg:Si=1,73) para endurecimento através da formação de precipitados de Mg<sub>2</sub>Si (Totten e MacKenzie 2003; Wang 2003).

Uma vez que a resistência e a dureza das ligas dependem principalmente da sua microestrutura, há vários esforços a serem feitos para refinar a microestrutura para melhorar as propriedades mecânicas. Adicionar um afinador e um modificador ao metal aquando a fusão é um processo comum para tal melhoria (Zhang et al. 2008).

## 2.1.2 Efeitos de Alguns Elementos Químicos no Alumínio

Os elementos químicos presentes nas ligas de alumínio são o que dá origem a certas propriedades das mesmas, tais como a maior ou menor resistência, maior ou menor ductilidade. O teor certo de cada elemento químico presente nas ligas de alumínio é, portanto, essencial.

### 2.1.2.1 Silício, Si

O silício tem um efeito extraordinário nas ligas de alumínio, melhorando quase todas as características de fundição destas ligas (Marques 2012). Adições de silício melhoram significativamente a colabilidade, resistência à fissuração a quente e características de alimentação das moldações. Em todas as ligas de alumínio usadas em fundição, são as de alumínio – silício que desempenham o papel mais importante. O aumento de silício na

composição de algumas ligas é extremamente importante, pois, aumenta a colabilidade permitindo que as peças fundidas tenham espessuras reduzidas e pormenores complicados de se obter com outros elementos (Marques 2012) .

As propriedades mecânicas das ligas Al-Si estão relacionadas com a morfologia das partículas de silício (tamanho, forma e distribuição), com o tamanho de grão do alumínio, forma e parâmetros dendríticos (Shabestari e Shahri 2004).

Comercialmente as ligas podem ser hipoeutéticas e hipereutéticas com o teor de silício podendo variar até 25 %. Normalmente, o teor de silício é determinado pelo processo de fundição. Para processos com arrefecimento mais lento, tais como cera perdida e moldações em areia, o teor de Si varia entre 5 e 7 %, para moldações permanentes por gravidade entre 7 e 9 % e para fundição sob pressão, entre 8 e 12 %. Portanto, a variação do teor de silício de acordo com o processo de fabrico está relacionada com a taxa de arrefecimento imposta, pela colabilidade necessária para preenchimento da cavidade da moldação e pela contração da liga (Duarte 2007), (Marques 2012).

A expansão da fase constituinte do silício durante a solidificação compensa parcialmente a contração do alumínio, diminuindo assim a contração e fissuração a quente. O Si também reduz o coeficiente de expansão da liga (Totten e MacKenzie 2003).

#### 2.1.2.2 *Magnésio, Mg*

O magnésio é utilizado em ligas Al-Si devido ao seu forte efeito em aumentar a dureza e a resistência de ligas solubilizadas e envelhecidas, devido à fase endurecedora  $Mg_2Si$ . Esta fase endurecedora apresenta um limite de solubilidade muito próximo de 0,70% Mg, abaixo do qual não existe mais endurecimento ou começa a haver amaciamento da matriz. As ligas Al-Si mais comuns e com propriedades mecânicas superiores têm o teor de Mg na faixa de 0,4 a 0,7% (Metals 2008), (Marques 2012) .

#### 2.1.2.3 *Ferro, Fe*

O ferro é considerado a impureza mais prejudicial no alumínio. Ele é proveniente de impurezas da bauxite ou da contaminação do alumínio líquido com metais ferrosos durante o manuseamento com ferramentas e reciclagem. A diluição é o único método prático para reduzir o teor de ferro no alumínio. Com o aumento do teor de ferro as peças têm tendência para diminuir a ductilidade. O ferro reage com outros compostos e forma um elevado número de compostos intermetálicos, tais como,  $FeAl_3$ ,  $FeMnAl_6$  e  $\alpha AlFeSi$ . Estes compostos são insolúveis e são responsáveis pelo aumento da resistência, especialmente a temperaturas elevadas, mas também pela fragilização da microestrutura. À medida que a fração de fases insolúveis aumenta com o aumento do teor de ferro, algumas das propriedades de fundição relacionadas com a alimentação das peças, é gravemente afetada (Marques 2012). Consequentemente, o preço do alumínio no mercado depende do seu teor de ferro. Altos

teores de Fe reduzem a colabilidade devido à formação de fases com o Mn e Cr. Estas fases são mais densas que o alumínio líquido e depositam-se no fundo dos cadinhos, mas podem ser arrastadas para o interior do molde, afetando as propriedades mecânicas das peças (Duarte 2007).

#### 2.1.2.4 Antimônio, Sb

Em níveis de concentração iguais ou superiores a 0,10%, o antimônio modifica o eutético alumínio – silício. O efeito é essencialmente o da modificação estrutural, transformando uma estrutura com uma forma acicular numa estrutura lamelar. A eficácia da alteração estrutural depende da ausência de fósforo e da taxa de solidificação. O antimônio também reage com o estrôncio e o sódio, formando compostos intermetálicos grosseiros ou com efeitos adversos na fusibilidade do material. O antimônio é classificado com um metal pesado com um elevado potencial, especialmente quando associado com  $SbH_3$  (Marques 2012).

#### 2.1.2.5 Cobre, Cu

O cobre aumenta substancialmente a resistência e o endurecimento estrutural. Ligas que contem cerca de 4 a 5,5% de cobre tem uma resposta mais eficaz a tratamentos térmicos e apresentam propriedades mecânicas mais elevadas após vazamento. O cobre reduz a resistência à corrosão. Inversamente ao referido na frase anterior, baixas concentrações de cobre introduzidas em ligas de alumínio – zinco inibem a corrosão. Reduz a tendência a fissuração a quente e aumenta o potencial para a diminuição do tamanho das dendrites (Marques 2012).

#### 2.1.2.6 Estrôncio, Sr

O estrôncio é um modificador do eutético das ligas de alumínio–silício. Essa modificação é obtida através de adições muito reduzidas, entre 0,008 a 0,04%. Adições muito elevadas traduzem-se em porosidades. A desgaseificação das ligas torna-se complicada se esses mesmos níveis forem elevados (Marques 2012).

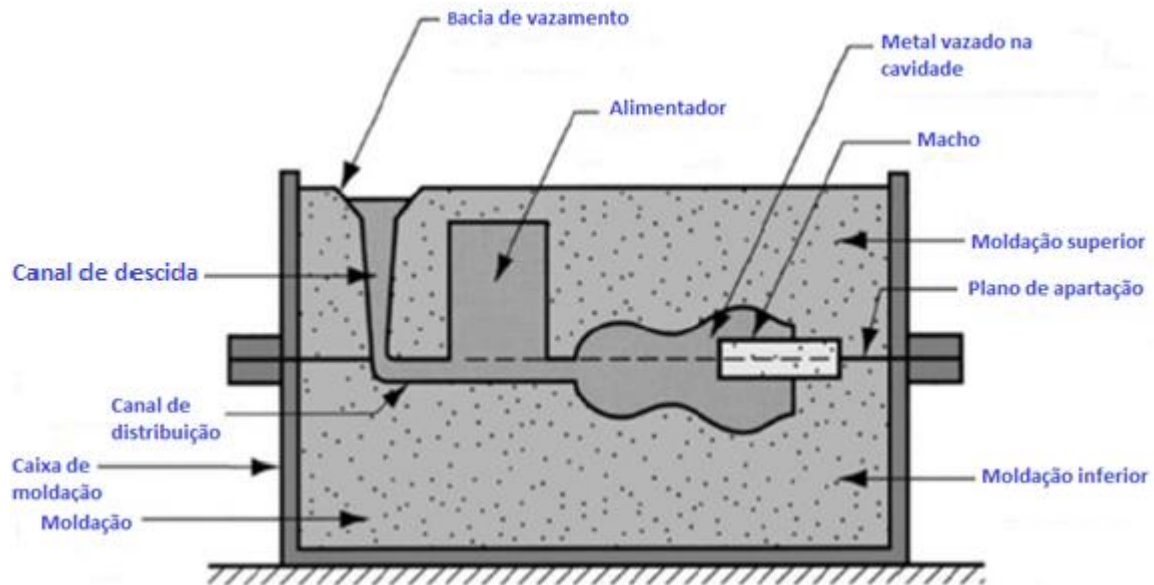
## 2.2 FUNDIÇÃO EM AREIA

A fundição é um processo de fabrico no qual metal fundido é vazado para uma forma que se aproxima da do componente acabado. Na fundição, o metal líquido é conduzido para a cavidade de uma forma altamente controlada, utilizando um sistema de canais, reservatórios e outros elementos de fluxo, a que nos referiremos como sistema de alimentação e sistema de gitagem. A forma é proporcionada pela moldação, que é,

essencialmente, uma cavidade com a forma negativa do componente e dimensionada para compensar as alterações dimensionais (contração) que ocorrem à medida que a liga solidifica e arrefece até à temperatura ambiente (Totten e MacKenzie 2003).

Convém salientar que as propriedades mecânicas são inferiores em peças fabricadas em moldações de areia em comparação às peças fabricadas em moldações metálicas, como consequência da menor velocidade de solidificação (Loizaga et al. 2010).

A **Figura 1** esquematiza os componentes que compõe uma moldação em areia.



**Figura 1** – Elementos que compõem uma moldação em areia. Adaptado de (Lobo 2017).

Os materiais que constituem as moldações têm que ser refratários para suportarem as temperaturas das ligas vazadas, sem fundirem nem reagirem com o metal das peças. Dependendo do material usado, as moldações utilizadas na indústria de fundição podem ser de dois tipos:

- **Moldações não permanentes** - preparadas a partir de areia de sílica, ou outras, misturadas com ligantes adequados;
- **Moldações permanentes** - executadas em metal (Lobo 2017).

As moldações são normalmente constituídas por duas meias moldações: a meia moldação superior e a meia moldação inferior. Para se fazer as moldações são necessárias caixas de moldação equipadas com um sistema adequado de guiamento e de aperto e são necessários moldes para se obter as cavidades. Devido ao processo de fundição, normalmente, o molde da peça está dividido em duas partes, constituindo os dois meios moldes, um para cada meia moldação. Após o posicionamento do molde ou meio molde no interior de uma caixa de moldação, a areia é colocada no seu interior e compactada à volta do molde. É necessário usar machos, sempre que as peças apresentem furos ou zonas ocas no

seu interior, previamente preparados em areia mais resistente, a posicionar corretamente na meia moldação inferior antes do fecho das moldações (Lobo 2017).

A superfície que separa as duas meias moldações, delimitando a parte das peças que é feita na meia moldação inferior da que é feita na meia moldação superior, é designada por superfície de apartação da moldação (Lobo 2017).

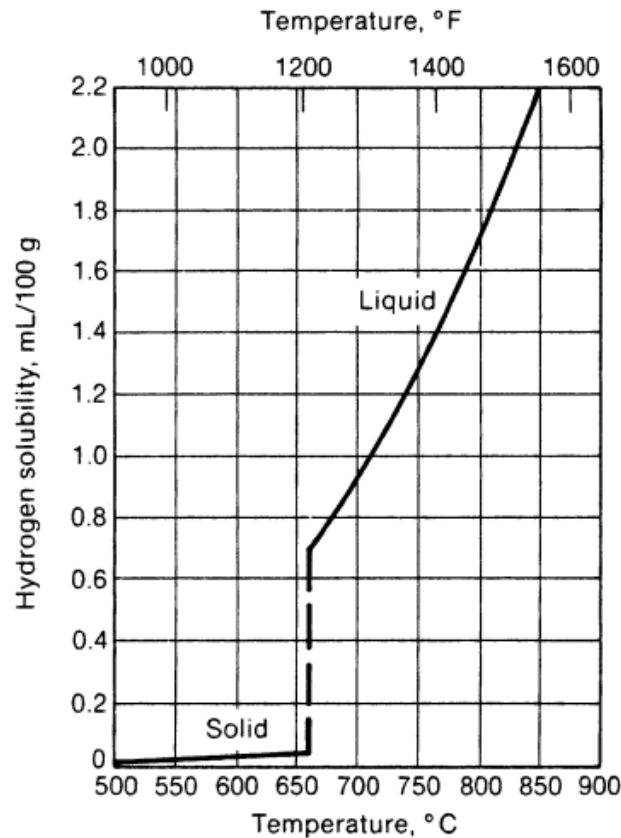
Nos processos de moldação em areia, o enchimento das moldações é feito, normalmente, por ação da gravidade. O metal fundido é transportado do forno até à zona de vazamento em colheres, com revestimento refratário e com capacidade adequada para encher uma ou várias moldações, tendo em conta o peso de metal vazado por moldação e as perdas de temperatura verificadas (Lobo 2017).

A qualidade das peças fundidas depende, maioritariamente, das características dos moldes utilizados, tanto no que diz respeito ao projeto realizado como à rugosidade superficial que apresentam e eventuais desvios dimensionais em relação às tolerâncias previstas no desenho do molde. Para se fazer o desenho do molde é necessário definir previamente a superfície ou plano de apartação e identificar das zonas da peça que vão ser feitas por machos. É também necessário estabelecer as mingas para correção dimensional do molde, definir as saídas (inclinações a dar às paredes dos moldes), no sentido de extração e estabelecer as sobreessuras de maquinaria, sempre que se justifique (Lobo 2017; Magalhães 2009).

### 2.2.1 Hidrogénio no Alumínio

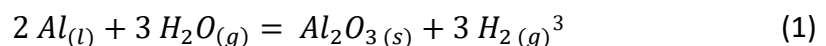
Em geral, o hidrogénio é considerado a principal fonte de porosidade em fundição de alumínio e suas ligas. Devido à sua solubilidade reduzida no sólido, o hidrogénio é rejeitado pela proliferação de dendrites durante a solidificação e causa porosidade, o que é um defeito prejudicial para a qualidade do produto de fundição e suas propriedades mecânicas (Dispinar et al. 2010).

O hidrogénio é o único gás que é consideravelmente solúvel no alumínio e suas ligas. A solubilidade do hidrogénio é consideravelmente maior no estado líquido do que no estado sólido, tal como se pode verificar na **Figura 2** (Davis 1993) .



**Figura 2** – Solubilidade do hidrogênio no alumínio ( $p_{H_2} = 1 \text{ atm}$ ) (Kaufman e Rooy Elwin 2004).

A equação da reação com o vapor de água presente na atmosfera é a seguinte:



As equações de solubilidade simples para o hidrogênio no alumínio líquido precisam de ser adaptadas para a composição da liga. O magnésio aumenta a solubilidade de hidrogênio no alumínio líquido, enquanto o cobre, o silício e o zinco reduzem os níveis de solubilidade. Os elementos de modificação, como o sódio, o estrôncio ou o boreto de titânio, não modificam de forma mensurável a solubilidade do hidrogênio (Foseco 2012).

Durante a fusão, o metal está rodeado de gases, incluindo o hidrogênio. Estes gases têm origem na atmosfera que rodeia a fusão e no processo de combustão, podendo mesmo penetrar nas paredes do forno de fusão. O hidrogênio dissolve-se fácil e rapidamente no metal líquido ficando a fazer parte da composição química do metal. Quando o metal é vazado numa moldação arrefece rapidamente, então, o metal já não consegue manter na sua composição a mesma quantidade de gás que tinha quando estava na fase líquida, o que leva a produção de bolhas, que têm tendência a subir escapando para a atmosfera. Como o metal solidifica

<sup>3</sup> Retirado de (Foseco 2012)

rapidamente nem todo o gás consegue sair da moldação ficando aprisionado sob a forma de bolhas levando à criação de porosidades.

Apenas gases no seu estado atômico se dissolvem no metal líquido, quando dois átomos se combinam formam uma molécula e então o gás escapa através do metal, podendo mesmo assim ficar aprisionado devido à rápida solidificação do metal (Marques 2012; Davis 1993).

Há várias fontes potenciais de hidrogénio no alumínio, tais como:

- Atmosfera do forno de fusão;
- Componentes externos, tais como a humidade presente nos refratários, ferramentas e sucatas incorretamente limpas;
- Reações do metal/moldação – se o fluxo de metal é excessivamente turbulento durante o processo de vazamento, o ar pode ser aspirado para dentro do molde. Se o ar não for expelido antes do início da solidificação, pode haver captação de hidrogénio. A humidade excessiva em moldações de areia verde pode ser fonte de hidrogénio (Davis 1993).

Podem ocorrer dois tipos de porosidade relacionada com o hidrogénio no alumínio. De maior importância é a porosidade interdendrítica, que é encontrada quando os teores de hidrogénio são suficientemente elevados que o hidrogénio rejeitado na solidificação resulte em pressões de solução acima da atmosférica. A porosidade secundária (tamanho micrométrico) ocorre quando os teores de hidrogénio dissolvido são baixos e a formação de vazios é caracteristicamente subcrítica (Davis 1993).

A presença de microporosidades reduz as propriedades mecânicas associadas a ductilidade (alongamento e resistência ao impacto). Nestes casos, deve-se eliminar os problemas de rechupes impondo solidificação direcional através de arrefecimentos localizados nas moldações metálicas (Fuoco 2016).

Segundo Puga et al. (2009), as peças fundidas de alumínio geralmente contêm 0,15-0,30 ml H<sub>2</sub> / 100 mg Al, e apenas em de ligas de fundição de alta resistência, as concentrações de hidrogénio precisam ser mantidas abaixo de 0,1 ml H<sub>2</sub> / 100 mg de Al. Apesar disso, as peças de fundição com teor de hidrogénio muito baixo geralmente mostram uma maior concentração de microrrechupes do que aquelas com maior teor de hidrogénio e requerem cálculos muito mais precisos dos sistemas de gitagem e de alimentação.

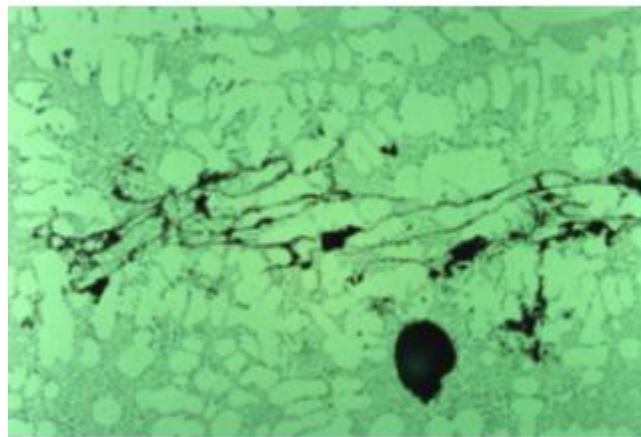
### 2.2.2 Oxigénio no Alumínio

É quase impossível prevenir a formação de escória na fundição das ligas de alumínio.



O resultado da reação entre o alumínio e o oxigênio são óxidos do tipo  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , sendo óxidos amorfos, com morfologia de filmes que apresentam densidade pouco superior ao alumínio no estado líquido (Fuoco 2016).

A formação de filmes de óxidos é extremamente rápida. Como o filme de óxido apresenta uma baixa resistência mecânica, este é rompido facilmente pelo uso de ferramentas de limpeza ou pela simples agitação do banho durante o vazamento dos moldes. Uma vez rompido o filme de óxidos, pedaços deste filme ficam em suspensão dentro do banho. Se estes filmes forem incorporados, a peça terá inclusões de óxidos. Estas inclusões não têm tempo de decantar, ficando espalhadas de forma aleatória nas peças fundidas, tal como se verifica na **Figura 3** (Fuoco 2016).



**Figura 3** – Inclusões de óxidos numa liga de alumínio (Fuoco 2016).

A técnica industrial mais utilizada para fundir peças sem problemas de inclusões de óxidos é constituída essencialmente por duas etapas:

- a) Limpeza dos óxidos em suspensão nos banhos através do tratamento de desgaseificação;
- b) Vazamento sem turbulência para evitar a geração de novos óxidos e sua incorporação na peça fundida (Fuoco 2016).

Devido a vários motivos como, por exemplo, convecção e/ou turbulência, os filmes de óxidos podem tornar-se compactos e rugosos, o que pode resultar num estado razoavelmente menos prejudicial. No entanto, quando os filmes de óxidos começam a desintegrarem-se (devido à difusão de hidrogénio no espaço entre os óxidos não ligados e a pressão negativa gerada pela contração), isso pode levar à formação de grandes defeitos, como poros ou fissuras (Dispinar et al. 2010).

Dispinar et al. (2010) defendem que o índice de filmes de óxidos é independente do teor de hidrogénio e que as propriedades mecânicas parecem ser mais sensíveis ao índice de filmes de óxidos, ou seja, à medida que o índice deste diminui, as propriedades mecânicas melhoram.

### 2.2.3 Desgaseificação

A desgaseificação é uma técnica usada para melhorar a qualidade do metal fundido (Lee, So, e Shin 2016). Existem vários métodos de desgaseificação, tais como o uso de pastilhas de hexacloroetano ( $C_2Cl_6$ ), desgaseificação ultrassônica, desgaseificação a vácuo, desgaseificação a spray e desgaseificação rotativa (Mostafaei et al. 2016; Puga et al. 2009).

Os níveis de hidrogénio dissolvido podem ser reduzidos de variadas formas. A forma mais simples é manter o metal a uma temperatura mais baixa durante algum período de tempo durante o qual a solubilidade do hidrogénio é mais baixa e assim proporcionar a desgaseificação natural. Porém, numa indústria, este processo não é possível devido a elevadas produções e limitações de tempo. A desgaseificação intencional do metal fundido pode ser conseguida das seguintes formas (Davis 1993):

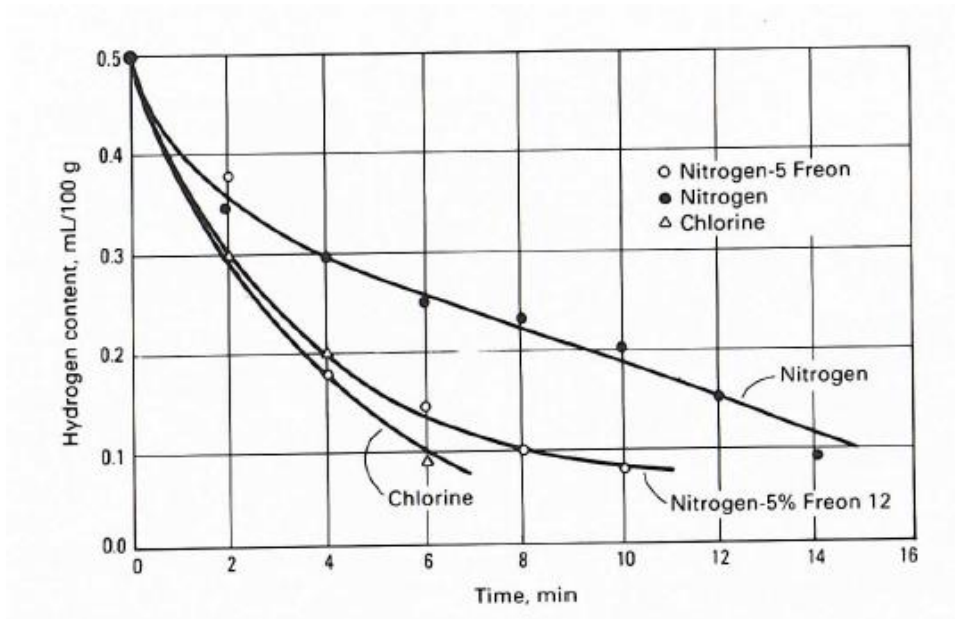
- Borbulhamento com gás inerte;
- Desgaseificação com fluxos comprimidos;
- Desgaseificação com misturador mecânico.

#### 2.2.3.1 *Borbulhamento com gás inerte*

O método mais simples de desgaseificação de alumínio fundido é através da injeção de um gás ou mistura de gás sob pressão através de um tubo ou lança. Os próprios tubos são de ferro fundido revestido a cerâmica ou tubo de aço, ou, mais frequentemente grafite (Davis 1993).

Um gás de purga serve para recolher hidrogénio devido à baixa pressão parcial do hidrogénio proporcionada pela bolha coletora em relação ao metal líquido circundante. O hidrogénio difunde-se na bolha do gás inerte, que sobe à superfície do metal fundido e é expelido para a atmosfera (Davis 1993).

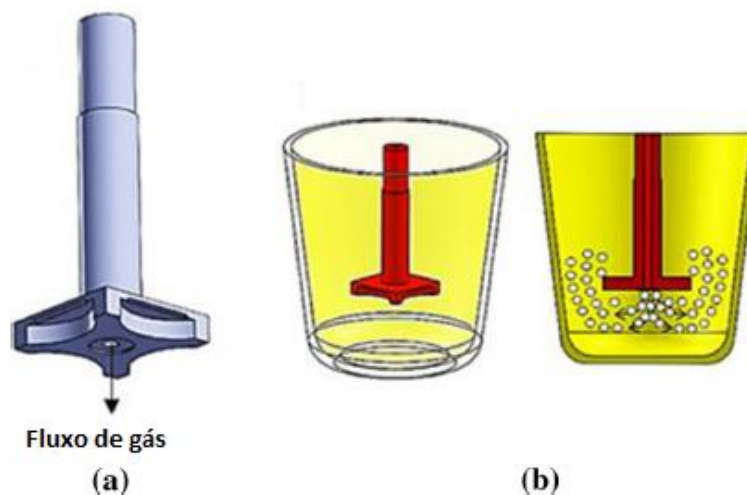
Os gases de purga podem ser inertes (árgon ou azoto) ou reativos (cloro e Freon 12). Na **Figura 4** está representado o tempo necessário de desgaseificação para obter um valor baixo de concentração de hidrogénio, dependendo do gás escolhido.



**Figura 4** - Eficiências relativas de gases de purga na desgasificação da liga de alumínio 356 (Davis 1993).

### 2.2.3.2 Desgasificação Rotativa

A desgasificação rotativa é o processo de desgasificação mais comum para as ligas de alumínio. Na desgasificação rotativa, um gás inerte ou uma mistura de um gás reativo com um gás inerte é injetado através de um rotor tubular e é subsequentemente libertado através de orifícios finos na base do rotor para o metal líquido (Mostafaei et al. 2016; Ni et al. 2003). Este processo representado esquematicamente na **Figura 5**, irá ser o processo utilizado no trabalho experimental.



**Figura 5** – Representação esquemática de **a)** rotor e **b)** processo de desgasificação rotativa. Adaptado de (Mostafaei et al. 2016).

A principal vantagem da desgaseificação rotativa é o facto de os óxidos “velhos” grosseiros, tais como peles de lingote/peça, flutuarem à superfície do metal líquido, sendo depois fácil de remover com uma escumadeira (Mostafaei et al. 2016).

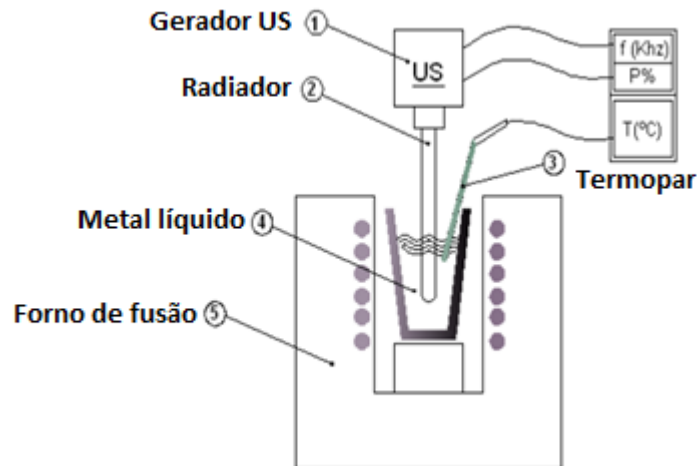
Entre as variáveis de processo que precisam de ser determinadas, estão o tipo de gás (inerte ou reativo), a velocidade de rotação do rotor, o caudal do gás, a duração da desgaseificação e a temperatura de fusão durante o processo. Durante a desgaseificação, a velocidade angular do rotor separa as bolhas de gás à medida que atravessam os orifícios, o que resulta numa fina distribuição de bolhas no metal líquido. As bolhas de gás recolhem o hidrogénio do metal líquido devido à diferença de pressão parcial. As bolhas de gás também aumentam a flutuabilidade dos filmes de óxidos em suspensão e fazem com que flutuem na superfície do metal fundido. A eficiência do processo de desgaseificação diminui com o aumento do tamanho da bolha. No entanto, a turbulência dentro do cadinho ao redor do rotor faz com que os filmes de óxidos se agrupem e se depositem no fundo do cadinho. Assim, a eficiência da desgaseificação rotativa é determinada pelo campo de fluxo dentro do metal fundido gerado pela rotação do rotor e fluxo de gás (Mostafaei et al. 2016).

#### 2.2.3.3 *Desgaseificação com vibração ultrassónica*

A desgaseificação ultrassónica, uma técnica ambientalmente limpa e relativamente barata, utiliza vibrações ultrassónicas de alta intensidade para gerar pressões oscilantes no alumínio fundido (Xu, Han, e Meek 2008; Xu et al. 2004).

Na prática, qualquer metal ou liga metálica normalmente contém uma quantidade significativa de partículas submicroscópicas em suspensão que não são embebidas pelo metal fundido, contendo uma fase gasosa nos defeitos de superfície, onde a proporção de hidrogénio livre é inferior a 0,1%. No entanto, essa pequena quantidade de hidrogénio é suficiente para iniciar cavitação. Quando a cavitação começa, desenvolve-se dentro do líquido um grande número de pequenas cavidades. Devido às pressões alternadas que são geradas e à difusão de hidrogénio para essas cavidades, começam a desenvolverem-se grandes bolhas e flutuam para a superfície líquida, onde o hidrogénio é expulso para a atmosfera. Contudo, o desenvolvimento da cavitação em metais líquidos não é uma tarefa fácil, e depende de muitas variáveis diferentes - parâmetros acústicos, tensão superficial, viscosidade e temperatura de fusão e fração volumétrica de inclusões no metal fundido (Puga et al. 2009), (Cziegler et al. 2017).

Na experiência de Puga et al. (2009), utilizou-se o equipamento utilizado na **Figura 6**. A desgaseificação ultrassónica consiste principalmente num gerador ultrassónico, um transdutor e um radiador acústico para transmitir a vibração ultrassónica ao metal fundido.



**Figura 6** – Equipamento de desgaseificação ultrassônica. Adaptado de Puga et al. (2009).

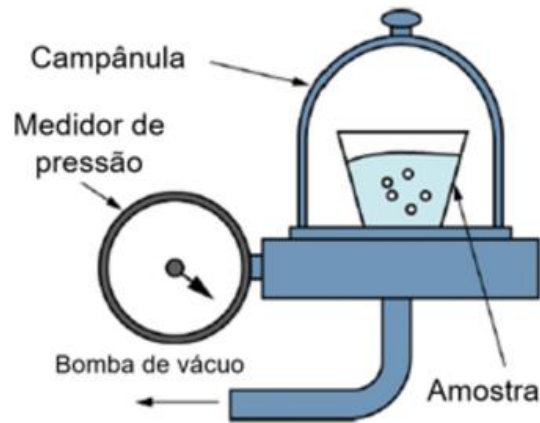
As principais vantagens da desgaseificação ultrassônica são a alta taxa de desgaseificação e o reduzido impacto ambiental do processo. A escória gerada é mínima, de modo a que os custos ambientais são insignificantes. Por outro lado, esta técnica não induz a agitação de metal, como processos alternativos, não destruindo o óxido de alumínio protetor presente na superfície do metal líquido, evitando a sua introdução no alumínio líquido e mantendo seu efeito protetor contra contaminantes atmosféricos. Além disso, o efeito de cavitação promove a remoção de inclusões não metálicas do metal fundido, desempenhando um importante contributo para a obtenção de fundições com qualidade. Quando comparado com outro processo de desgaseificação de alumínio, como a desgaseificação rotativa, a desgaseificação ultrassônica é cerca de três vezes mais rápida (Puga et al. 2009).

#### 2.2.3.4 Outros métodos de desgaseificação

Uma abordagem diferente para a remoção de hidrogénio do alumínio fundido é reduzindo a pressão dentro do forno de fusão, criando um pequeno efeito de vácuo que aumenta a taxa de remoção de hidrogénio. Esta técnica, conhecida por desgaseificação a vácuo, é um pouco difícil e cara de implementar em fundições, devido aos requisitos do equipamento de vácuo (Puga et al. 2009; Xu, Meek, e Han 2007).

#### 2.2.3.5 Verificação da eficiência da desgaseificação

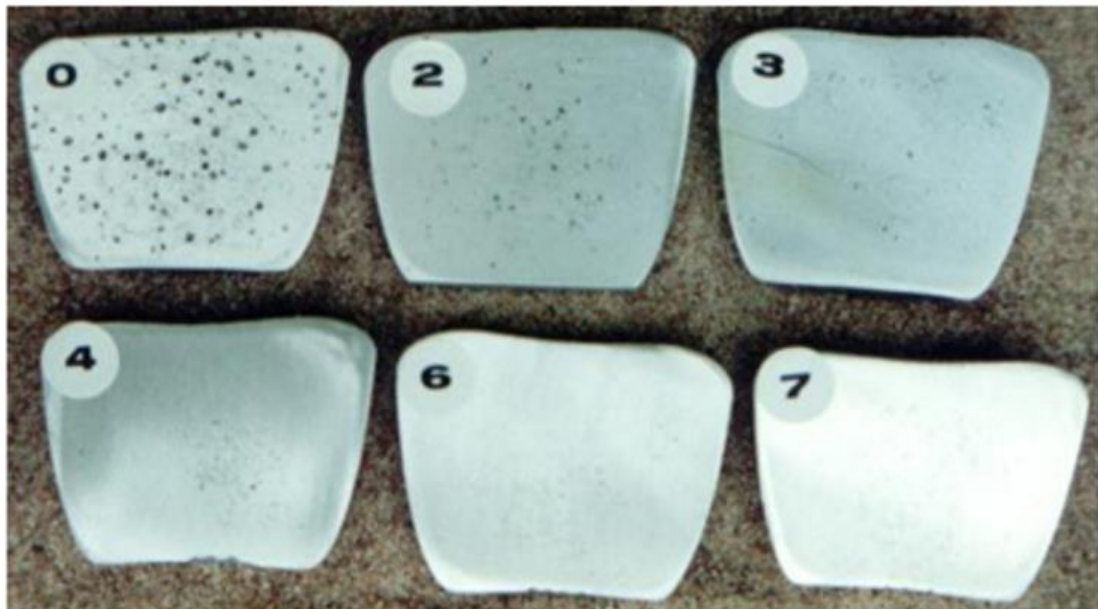
A eficiência do processo de desgaseificação pode ser medida pela retirada de amostras que solidificam a pressão reduzida (cerca de 10% da pressão atmosférica). Este processo é esquematicamente demonstrado na **Figura 7** (Fuoco 2016).



**Figura 7** – Esquema do processo de obtenção de provetes solidificados com pressão reduzida (Fuoco 2016).

A solidificação com pressão reduzida tem por função ampliar o tamanho dos poros formados para um mesmo teor de hidrogénio, tornando as diferenças entre teores de hidrogénio visíveis num provete cortado e polido ou ainda aumentando a diferença de densidades em provetes com teores de hidrogénio diferentes (Fuoco 2016).

Tal como se pode observar na **Figura 8**, para obter uma desgaseificação eficiente e atingir elevados valores de densidade em ligas de alumínio, normalmente são necessários entre 5 e 7 minutos de desgaseificação (Fuoco 2016).



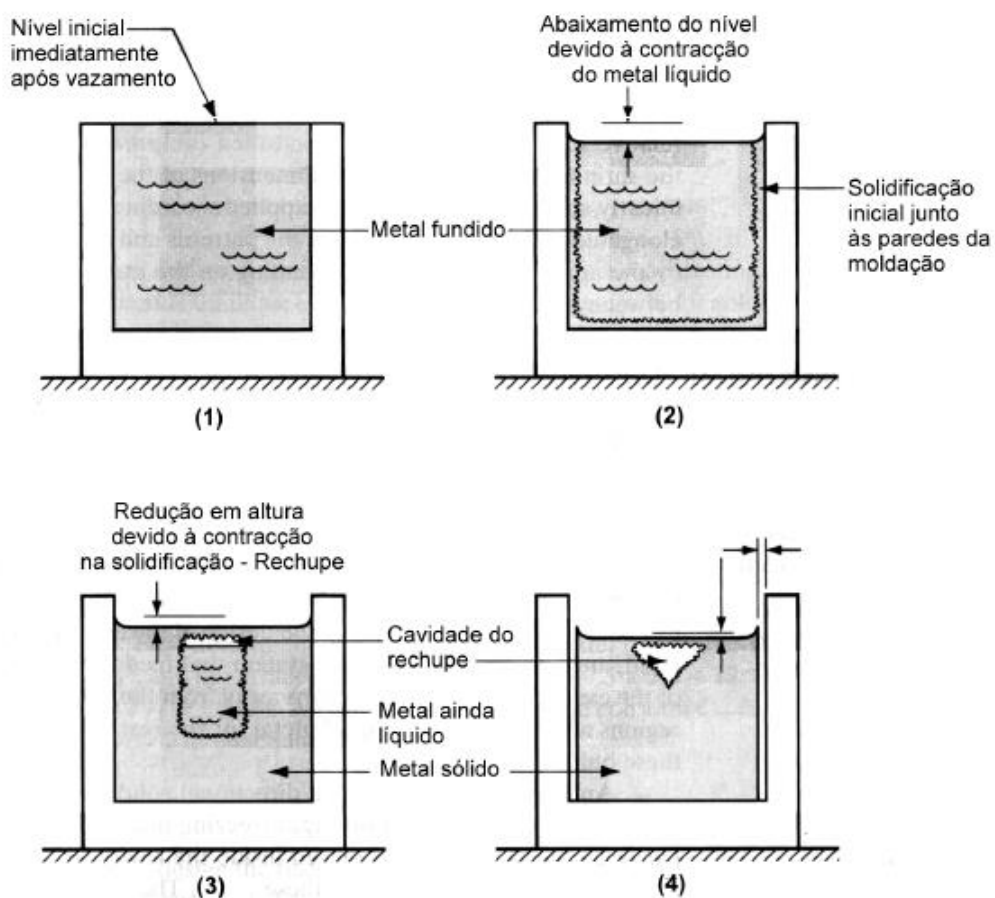
**Figura 8** – Tamanho e quantidade de porosidade em corpos de prova solidificados a pressão reduzida à medida em que o tempo de desgaseificação com rotor aumenta. Os números nos provetes representam o tempo de desgaseificação em minutos (Fuoco 2016).

## 2.2.4 Contração e Solidificação do Metal Vazado

A solidificação de um metal quando vazado na respetiva cavidade da moldação é uma fase importante no processo de fundição, influenciando muito a qualidade e o rendimento do produto (Teixeira 2013).

A solidificação de peças fundidas é um fenómeno não-linear e transitório, que representa um desafio em termos de modelação e análise. Trata-se de uma mudança de fase com libertação de calor latente numa interface líquido/sólido que avança à medida que a solidificação progride. O calor é transferido a partir do metal fundido para o ambiente de acordo com três modos de transferência de calor, condução, convecção e radiação (Teixeira 2013).

O processo de solidificação tem início junto às paredes da moldação, locais mais frios, progredindo para o centro. Assim, secções de menor espessura solidificam mais rápido (Teixeira 2013). A **Figura 9** representa esquematicamente a contração que acompanha o arrefecimento dos metais fundidos desde o enchimento das moldações até à solidificação das peças, e seu arrefecimento posterior até uma temperatura próxima da temperatura ambiente (Lobo 2017).



**Figura 9** – Contração de um cilindro, vazado em céu aberto, durante a solidificação e arrefecimento posterior. (Lobo 2017).

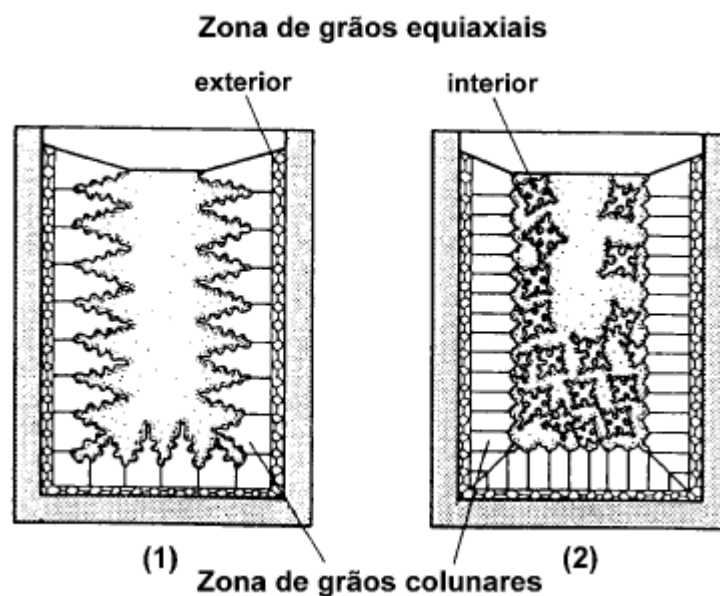
Descrevendo sucintamente a **Figura 9**:

- (1) “Nível do metal líquido na cavidade da moldação imediatamente após o vazamento;
- (2) Abaixamento do nível associado à contração do metal líquido durante o arrefecimento até à temperatura de início de solidificação;
- (3) Nova redução da altura do cilindro e formação de uma cavidade (rechupe) devido à contração do metal líquido na altura de solidificação;
- (4) Diminuição da altura e do diâmetro do cilindro durante a contração térmica no estado sólido” (Lobo 2017).

O processo de solidificação ocorre em duas etapas denominadas de nucleação e crescimento. Inicialmente forma-se um pequeno núcleo sólido, no seio do líquido, que posteriormente cresce. Isto sucede com vários núcleos simultaneamente até que todo o material seja um sólido (Teixeira 2013).

À medida que o metal líquido arrefece, os átomos vão passando para um estado mais ordenado até passar para o estado cristalino, com arrumação a curta e longa distância, característico das fases no estado sólido, seguindo-se uma contração térmica dentro do estado sólido (Lobo 2017).

A organização dos átomos a curta distância envolve a formação de malhas cristalinas, enquanto que a organização a grande distância envolve a formação de dendrites no meio envolvente do metal líquido e seu desenvolvimento posterior no decorrer da solidificação (Lobo 2017). Na **Figura 10** está representada esquematicamente a solidificação dendrítica em ligas metálicas de baixo estado de nucleação.



**Figura 10** – Solidificação dendrítica em pele ou dirigida em ligas metálicas de baixo estado de nucleação, vazadas em moldações permanentes com vazamento em céu aberto (lingoteiras) (Lobo 2017).

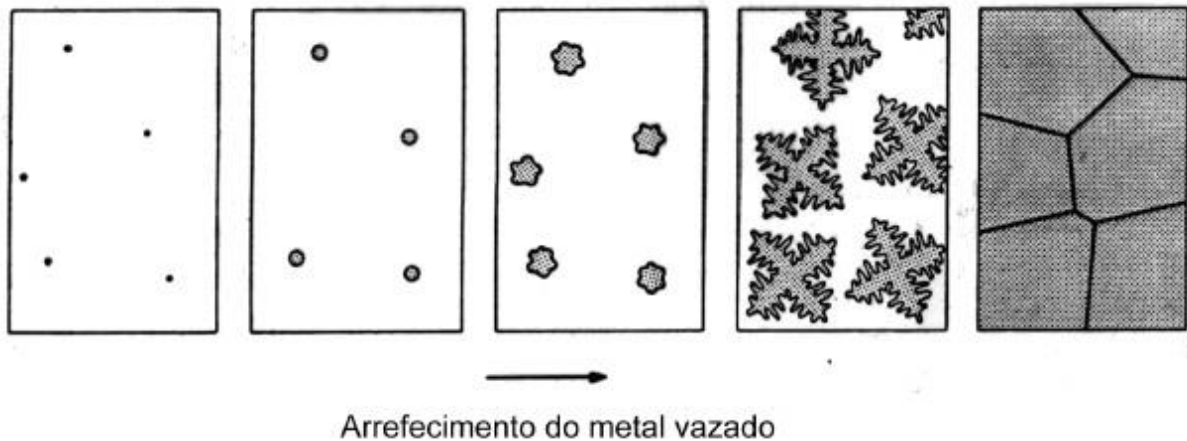


Da **Figura 10**, observa-se então:

- (1) “Fase avançada do processo de solidificação, em que se observa uma fina camada de grãos dendríticos equiaxiais, junto da interface com a moldação (zona exterior), seguida de uma zona de grãos dendríticos colunares. A zona central, ainda no estado líquido, apresenta uma grande quantidade de gérmens de nucleação (pontos escuros pequenos e dispersos).”
- (2) Fase mais avançada do processo de solidificação, com grãos dendríticos equiaxiais em desenvolvimento no metal líquido bem inoculado (grande concentração de gérmens de nucleação)” (Lobo 2017).

Este processo de solidificação tem início junto às paredes da moldação, sendo característico das ligas que apresentam um curto intervalo de solidificação, por exemplo, aços, ligas de cobre e latões, e apresentam também baixo estado de nucleação, dizendo-se que a germinação foi endógena (Lobo 2017).

O mecanismo de solidificação das ligas que apresentam um grande intervalo de solidificação e com um elevado estado de nucleação do metal líquido é distinto. Neste caso, o desenvolvimento das dendrites ocorre de forma gradual, a partir dos gérmens de nucleação espalhados no metal líquido, até à formação de grãos na microestrutura. Este processo de solidificação em camada espessa ocorre em ligas da família dos ferros fundidos, ligas leves e bronzes, desde que apresentem estados de nucleação elevados, tratando-se, normalmente, de germinação exógena (Lobo 2017). A **Figura 11** representa a solidificação dendrítica de ligas metálicas com grande intervalo de solidificação.



**Figura 11** – Solidificação dendrítica em camada espessa de ligas metálicas com um grande intervalo de solidificação e estados de nucleação elevados.

O tempo total de solidificação de uma peça vazada depende de vários fatores, tais como a composição química da liga e do seu posicionamento no diagrama de equilíbrio e o sobreaquecimento do metal vazado acima da temperatura de *Liquidus*. Depende também das características da liga, no que concerne ao seu calor específico, quer no estado sólido quer no estado líquido e do seu calor latente de fusão e das características da moldação, nomeadamente, no que diz respeito à sua condutibilidade térmica (Lobo 2017).

### 2.2.5 Tipos de Areia

O tipo de areia é fundamental para o processo de vazamento em areia, como se irá observar no trabalho experimental. Esta pode influenciar o teor de porosidades presentes nas peças produzidas através da fundição em areia.

Na moldação em areia verde, a areia é recuperada e reutilizada após o abate das moldações depois de um reacondicionamento adequado na instalação de preparação de areias. A areia de moldação em areia verde é fundamentalmente constituída por grãos de sílica, ligante e água e, quando sujeita a esforços de compressão e/ou compactação, é capaz de garantir a aglomeração dos grãos e, enquanto não perder humidade, é capaz de assegurar a retenção das formas impressas (Lobo 2017).

Os aglomerantes químicos das areias de moldação e de machos podem ser orgânicos e inorgânicos. Os ligantes químicos inorgânicos incluem as argilas e o silicato de sódio. Os ligantes químicos orgânicos, normalmente designados por resinas, são os mais utilizados e apresentam uma grande variedade de produtos. Cada resina tem o seu catalisador específico. A preparação deste tipo de areia envolve a pesagem e mistura do ligante com areia nova, em misturadores. A areia de base mais utilizada é a areia de sílica, lavada e seca (Lobo 2017).

As areias de base naturais classificam-se em areia de sílica ( $\text{SiO}_2$ ), de zircónia ( $\text{ZrSiO}_4$ ), de cromite ( $\text{FeCr}_2\text{O}_4$ ) e de olivina ( $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ ) (Lobo 2017).

A **Tabela 4** refere as principais características dos diversos tipos de areias.

**Tabela 4** – Principais características das areias de base e comportamentos em relação à areia de sílica (Lobo 2017).

<b>Características</b>	<b>Sílica</b>	<b>Zircónia</b>	<b>Cromite</b>	<b>Olivina</b>
<i>Índice de finura AFS</i>	50 – 60	102	74	65
<i>Forma do grão</i>	Redondo/sub-angular	Redondo	Angular	Angular
<i>Peso específico</i>	2,65	4,66	4,52	3,3
<i>Densidade a granel (g/cm<sup>3</sup>)</i>	1,49	2,77	2,67	1,7
<i>Dilatação térmica (20-1200°C)</i>	1,9% (não linear)	0,45%	0,60%	1,10%
<i>Condutividade térmica</i>	Baixa	Elevada	Elevada	Baixa
<i>Aplicação</i>	Geral	Alta refratãreidade Arrefecimento rápido Boa para areias de resina Não reage com aços e ferro fundido	Resistência à penetração Arrefecimento rápido	Aços ao Mn (não reage)

Em qualquer fundição é fundamental que as areias de moldação possam garantir um comportamento adequado ao longo das diferentes fases do processo.

As areias têm que ser fáceis de moldar, não devem agarrar aos moldes e devem garantir resistência suficiente para manter a sua forma, suportar os machos e aguentar o manuseamento e transporte até ao local de vazamento (Lobo 2017).

No vazamento, as moldações devem apresentar um comportamento adequado quanto à dilatação e reação metal/areia e aguentar o desgaste e os esforços mecânicos causados pela entrada do metal na moldação e pela pressão metaloestática desenvolvida na meia moldação superior. A permeabilidade da areia verde é de grande importância para a obtenção de peças sem defeitos, uma vez que, para além do ar que está contido na cavidade da moldação, há desenvolvimento de uma quantidade considerável de gases, resultantes da evaporação da água e da queima de uma certa quantidade de ligantes e aditivos da camada de areia que envolve a cavidade (Lobo 2017).

É essencial que as várias secções da peça possam contrair livremente, sem oposição da areia durante a solidificação do metal e arrefecimento até à temperatura ambiente. Se tal acontecer, criam-se tensões e podem aparecer fissuras nas zonas mais críticas das peças (Lobo 2017).

No abate das moldações, tanto a areia de machos como a areia verde devem ter pouca resistência garantindo uma separação rápida e eficaz, sem o risco de danificar as peças (Lobo 2017).

A recuperação da areia deve ser fácil, pois só assim a fundição de areia verde é competitiva e economicamente rentável (Lobo 2017).

#### **2.2.5.1 Areia auto-secativa**

Esta areia é constituída por areia aglomerada com resinas ou silicato de sódio com éster. Por serem capazes de suportar grandes esforços mecânicos, estas areias são ainda mais resistentes do que as areias verdes e, por isso, são usadas no fabrico dos machos. Este processo é indicado para grandes dimensões e formas complexas. O vazamento do metal na moldação com areias auto-secativas é semelhante ao das areias verdes (Teixeira 2013).

### **2.2.6 Defeitos da Fundição**

As peças obtidas através de processos de fundição não estão isentas de imperfeições, que contribuem para a qualidade final. Tais imperfeições só começam a ser encaradas como defeitos, ou falhas, quando a função e/ou aparência da peça estão em causa: deve então ser feita uma análise para determinar se existe a possibilidade de recuperação da peça ou, em casos mais graves, rejeitar ou substituir a mesma. Este tipo de decisão é dependente não só do defeito em si, mas também do seu significado relativamente à funcionalidade da peça e, por sua vez, ao controlo de qualidade a ser aplicado (Marques 2012).

A formação de defeitos de fundição está intimamente relacionada com as variáveis do processo de fabrico assim como o controlo do processo de fusão e solidificação. A principal razão para a formação de porosidades nas ligas de alumínio é, geralmente, a diferença entre a solubilidade do hidrogénio e a contração volumétrica durante a transformação sólido/líquido. A contração volumétrica pode ser minimizada, controlando a taxa de solidificação e melhorando a eficiência de alimentação da fase líquida (Lee, So, e Shin 2016).

#### **2.2.6.1 Porosidade**

A porosidade é um defeito bem conhecido e comum nas peças fundidas e a sua presença prejudica as propriedades mecânicas e resistência à corrosão, sendo assim uma das principais causas de rejeição em fundições. Os especialistas de fundição normalmente tendem

a classificar a porosidade como cavidades de gases ou defeitos de contração, mas, de facto, a porosidade geralmente é uma combinação de ambos (Rajkolhe e Khan 2014). No entanto, os dois fenómenos podem ocorrer isolados, e quando isso acontece, o seu controlo e correção tornam-se muito mais fáceis e simples para o engenheiro de fundição (Puga et al. 2009; de Obaldia e Felicelli 2007; Do Lee 2007).

Há dois aspetos fundamentais que contribuem para a formação de porosidade nas ligas de fundição Al-Si:

- Contração resultante da contração volúmica que acompanha a solidificação, assim como uma mobilidade inadequada do metal líquido (má alimentação);
- Evolução do gás, principalmente hidrogénio, resultante da diminuição da solubilidade do gás em metal sólido em comparação com o líquido (Puga et al. 2009; Ammar, Samuel, e Samuel 2008).

A quantidade de porosidade que pode ser tolerada numa fundição é determinada pelo método de fundição e pela especificação do componente. Em peças fundidas de alta resistência, como peças de automóveis, são sempre estabelecidas especificações muito rígidas sobre propriedades mecânicas, exigindo métodos de desgaseificação muito precisos e eficientes para manter a concentração de hidrogénio o menor possível. Neste processo e com esta liga, a peça é aceitável com uma percentagem de porosidades na ordem dos 1,2% a 1,5% (Puga et al. 2009).

Há várias formas de tentar solucionar o problema de porosidades, tais como:

- Aumentar a temperatura de vazamento;
- Modificar a composição do metal de forma a melhorar a colabilidade;
- Vazar o metal o mais rápido possível sem interrupções;
- Melhorar o sistema de gitagem e de alimentação;
- Remover a escória da superfície do metal;
- Reduzir a pressão gasosa na moldação usando materiais adequados;
- Se possível, modificar o projeto da peça de forma a evitar secções finas (Rajkolhe e Khan 2014).

#### 2.2.6.2 Microrrechupes

O microrrechupe ocorre quando o metal líquido não pode alcançar áreas interdendríticas durante a solidificação da fundição. É causada por uma combinação de contração e evolução do gás (Rajkolhe e Khan 2014). Os vazios dos microrrechupes são da ordem de 10 a 100 µm (Stefanescu e Ruxanda 2004).

O tamanho e a forma do poro são determinados pela quantidade de gás que não se dissolveu no metal fundido. Se essa quantidade for grande, formar-se-ão poros esféricos e continuarão a crescer através da difusão antes que ocorra a ligação dendrítica. Para menores

quantidades de gás não dissolvido pelo metal líquido, os poros formam-se nos estágios posteriores da solidificação, após a ligação dendrítica. O desenvolvimento simultâneo de cavidades nucleadas por esses poros resulta em microrrechupes. O aspeto do microrrechupe não é esférico, mas segue a forma dendrítica. Se o metal fundido for bem desgaseificado, as bolhas de gás formam-se mesmo no final da solidificação, entre os grãos eutéticos (Stefanescu e Ruxanda 2004).

Stefanescu e Ruxanda (2004) acreditam que a quantidade de microrrechupes está diretamente dependente da quantidade de hidrogénio dissolvido no metal fundido. A menos que o teor de gás do líquido seja reduzido abaixo da solubilidade sólida do gás antes da solidificação, o gás precipitará quando o último líquido solidificar (geralmente o eutético).

A modificação de ligas de alumínio-silício com sódio ou estrôncio aumenta a fração volumétrica de microrrechupes. Stefanescu e Ruxanda (2004) referem que a diminuição da tensão da superfície líquida devido à modificação, a alteração na morfologia da dendrite, o maior número de inclusões e a obstrução do fluxo de líquido explicam este facto.

#### *2.2.6.3 Fissuração a quente*

A fissuração a quente é o resultado de tensões de tração que se acumulam na zona “pastosa” no final da solidificação. O défice de massa no último volume a solidificar produz vazios no líquido interdendrítico à medida que as dendrites são separadas quando o fluxo de fluido não pode compensar a contração (Stefanescu e Ruxanda 2004).

As estruturas colunares são particularmente propensas à fissuração a quente, o que pode ocorrer na interseção de duas frentes colunares, devido ao défice de massa na última região a solidificar e devido à acumulação de tensões internas durante o arrefecimento final dos lingotes (Stefanescu e Ruxanda 2004).

#### *2.2.6.4 Inclusões e filmes de óxidos*

Os óxidos no alumínio líquido são inclusões sólidas estáveis. Alguns óxidos estão na forma de filmes prolongados ou enrolados, juntamente com a sua camada de ar arrastada e são quase neutros, o que dificulta grandemente a sua separação das fusões de alumínio. Assim, o alumínio líquido geralmente contém grandes quantidades de filmes de óxidos (Cao e Campbell 2005).

Os metais líquidos não podem nuclear defeitos tais como poros e fraturas por nucleação heterogénea. A superfície de fusão é geralmente coberta com um filme, normalmente um filme de óxido. O arrastar deste filme de superfície durante o vazamento leva a muitos defeitos nos quais podem crescer poros e fraturas. Os defeitos incluem bolhas e filmes de óxidos que agem como fraturas e como substratos para a precipitação de muitas fases. A maioria dos mecanismos de falha de produtos de fundição parece estar associada a

filmes de óxidos, particularmente aqueles introduzidos durante o enchimento da moldação (Stefanescu e Ruxanda 2004).

## 2.3 SISTEMAS DE GITAGEM E DE ALIMENTAÇÃO

Campbell (2015b) refere que atualmente, na fundição em areia, a maioria dos problemas de moldação que levam a inclusões de areia são de projetos de sistemas de gitagem fracos. Com bons sistemas de enchimento, problemas como a erosão do molde e inclusões de areia desaparecem.

Na maioria dos processos de fundição, o sistema de alimentação e de gitagem tem como duas funções principais o preenchimento da cavidade da moldação com metal fundido e a alimentação do metal líquido adicional para a peça de forma a compensar a contração que ocorre à medida que a mesma solidifica (Totten e MacKenzie 2003).

A função de enchimento é executada pelo sistema de gitagem, que inclui a bacia de vazamento, o canal de descida, os canais de distribuição e os ataques. No processo de fundição de areia, a liga fundida é vertida para a bacia de vazamento, que é um recetáculo dimensionado e moldado para acomodar a corrente de metal e suavizar o seu fluxo. O canal de descida transporta o metal para um ou mais canais de distribuição, que por sua vez distribuem o metal para a cavidade. Normalmente o canal de descida tem forma cônica para ajudar a minimizar ou reduzir a turbulência e a mistura de ar com o fluxo de metal. Os canais de distribuição geralmente têm secções transversais grandes e são frequentemente moldados para agilizar e retardar o fluxo e entregá-lo a várias regiões da cavidade da moldação com uma taxa de fluxo uniforme. Os canais de distribuição são ligados à cavidade por ataques que controlam o fluxo de metal para dentro da cavidade. Tipicamente, os ataques têm secções transversais reduzidas para controlar o fluxo de metal e para permitir uma fácil separação do sistema de gitagem da peça solidificada. Pode também ser proporcionado um poço na base do gito para reter contaminantes tais como materiais refratários que possam ter sido removidos das paredes da moldação durante o vazamento bem como compostos não metálicos formados pelo metal fundido que reage com o ar (Totten e MacKenzie 2003; Nimbalkar e Dalu 2016).

O sistema de alimentação ajuda a evitar falhas, tais como rechupes e microrrechupes localizando alimentadores em um ou mais locais ao redor da peça. Os alimentadores são reservatórios de metal fundido que continuam a alimentar a peça com metal até que esteja completamente solidificado. Os alimentadores são tipicamente localizados em regiões massivas da fundição que são prováveis suprimentos adicionais de metal à medida que se solidificam (Totten e MacKenzie 2003).

A etapa de vazamento das moldações é crítica para a formação e incorporação de inclusões de óxidos. Neste caso, recomenda-se um projeto de canais que minimize a turbulência, aspiração de ar e entregue o metal na cavidade do molde a baixa velocidade:

- Canais de descida cónicos;
- Não se deve utilizar bacias no final do canal de descida;
- Minimizar a aspiração de ar pelo metal líquido enquanto passa pelos canais;
- Uso de filtros cerâmicos do tipo esponja nos canais de distribuição ou ataque;
- Controlar a velocidade do metal nos ataques no máximo 0,5 m/s, sendo esta a velocidade crítica;
- Colocar os ataques nos pontos mais baixos das peças para evitar que o metal tenha quedas dentro da cavidade da moldação (Fuoco 2016).

Enquanto pode, o sistema de gitagem fornece metal à peça, funcionando de alimentador. Tendo solidificado a ligação do sistema de gitagem à peça este deixa de a poder alimentar e, não tendo sido alimentada até ao fim, a peça fica com rechupe. Ora, tendo alimentador, o metal que vai para este deve ser o último a entrar para se manter quente depois de o restante ter já começado a arrefecer. Depois de cortada a ligação líquida ao sistema de gitagem, este deixa de alimentar a peça, mas o alimentador continua a fazê-lo. Um alimentador bem dimensionado só solidifica depois da peça e a sua ligação a esta só solidifica depois desta estar completamente solidificada (Magalhães 2009).

Para que a entrada do metal líquido na moldação se faça a uma velocidade apropriada, de modo a não provocar erosões nem arrastamento de gases ou de escórias e para garantir um enchimento contínuo da moldação, os sistemas de gitagem normalmente são de pequena secção de maneira que solidificam relativamente depressa (Magalhães 2009).

Para evitar o rechupe nas peças e reduzir a necessidade de alimentadores deve-se:

1. Evitar que as peças a fundir tenham zonas maciças isoladas (porque cada zona maciça isolada necessita do seu alimentador);
2. Fazer peças de espessura ligeiramente crescente no sentido do sistema de alimentação, ou, pelo menos, de espessura uniforme;
3. Evitar os ângulos reentrantes vivos (Magalhães 2009).

A **Tabela 5** apresenta a contração volumétrica na solidificação das ligas de alumínio.

**Tabela 5** - Contração Volumétrica durante o arrefecimento desde a temperatura de vazamento até ao fim da solidificação (Magalhães 2009) .

Liga	Contração Volumétrica
Ligas de alumínio sem silício	6,5% a 8 %
Ligas de alumínio com 11% a 13% de silício	3,0 a 4,0 %

Os metais ou ligas metálicas ao arrefecerem, depois de solidificados, até à temperatura ambiente, contraem. Esta contração faz com que as peças fundidas tenham no final dimensões diferentes das dos moldes que lhe deram origem, o que obriga a considerar as mingas (Magalhães 2009).



A contração no estado sólido não só é responsável por variações dimensionais, mas também pode implicar tensões residuais nas peças fundidas ou até podem fissurá-las durante o arrefecimento, se essas tensões forem elevadas.

É importante evitar que as peças fundidas tenham zonas massivas isoladas. Se for imprescindível que tenham zonas muito maciças, a sua ligação às zonas mais finas deve, pelo menos, fazer-se lenta e progressivamente (Magalhães 2009).

O escoamento contínuo do metal líquido através dos sistemas de gitagem pode ser laminar ou turbulento. Num sistema sempre cheio, o escoamento laminar é calmo e ordenado, de tal modo que a distância relativa entre as partículas do líquido quase que não se altera, seguindo trajetórias paralelas e no sentido do escoamento. Contrariamente, no escoamento turbulento, apesar de a massa total do líquido avançar de forma regular, as partículas progridem de forma desordenada, situando-se ou à periferia, ou no interior do líquido (Lobo 2017; Mao, Bai, e Lin 2006; Campbell 2015b).

Os escoamentos são laminares se a velocidade for baixa, tornando-se tanto mais turbulentos quanto maior for a velocidade. Para além da velocidade há outros fatores igualmente determinantes para a passagem do regime laminar para turbulento, como é o caso das mudanças bruscas de direção e variações de secção. Tem-se então:

$$Q = v \times A \quad (2)$$

Sendo:

- $Q$  o caudal em volume, que deverá ser constante em qualquer ponto do sistema;
- $v$  a velocidade de escoamento do metal através de um canal;
- $A$  a área da secção transversal do canal.

O caudal deve ser sempre constante em qualquer ponto do sistema. Se a área da secção aumentar, a velocidade de escoamento do metal diminui, aumentando assim o risco de arrastamento de ar, devido às depressões criadas. Se, pelo contrário, a secção diminuir, a velocidade do metal aumenta e, consequentemente, aumenta o risco de turbulência e de erosão da moldação, ao mesmo tempo que aumenta o risco de arrastamento de partículas sólidas para o interior das cavidades das peças (Lobo 2017; Campbell 2015d).

Com vista a minimizar os problemas de erosão e de arrastamento de partículas sólidas ou ar para o interior das cavidades correspondentes às peças, associadas às mudanças de direção e de secção existentes nos sistemas de gitagem deve-se usar raios de concordância suficientemente grandes em vez de quinas vivas e introduzir alterações graduais de secção em vez de variações bruscas de secção (Lobo 2017; Campbell 2015b).

O tempo de enchimento das moldações está diretamente relacionado com a velocidade de escoamento do metal através do sistema de gitagem. Quanto mais baixa for a velocidade maior será o tempo de enchimento das moldações, associando-se perdas de

temperatura do metal líquido mais intensas. Portanto, o tempo de enchimento das moldações deve resultar de um compromisso entre um vazamento suficientemente lento, capaz de assegurar um escoamento laminar, e perdas de temperatura moderadas, de forma a se garantir colabilidade adequada para o enchimento completo das moldações (Lobo 2017).

O objetivo de qualquer dimensionamento é calcular a área de choque que é a área da secção mínima do sistema de gitagem. A área de choque condiciona a velocidade e o tempo de enchimento das moldações. Esta secção mínima pode estar situada no canal de descida, no canal de distribuição ou nos ataques às peças. É necessário conhecer a relação de gitagem a utilizar para se localizar a secção mínima e calcular as secções mínimas dos restantes canais. A relação de gitagem é a relação entre as áreas das secções retas dos canais do sistema de gitagem, com respeito à mínima secção:  $A_g: A_c: A_a$

Em que:

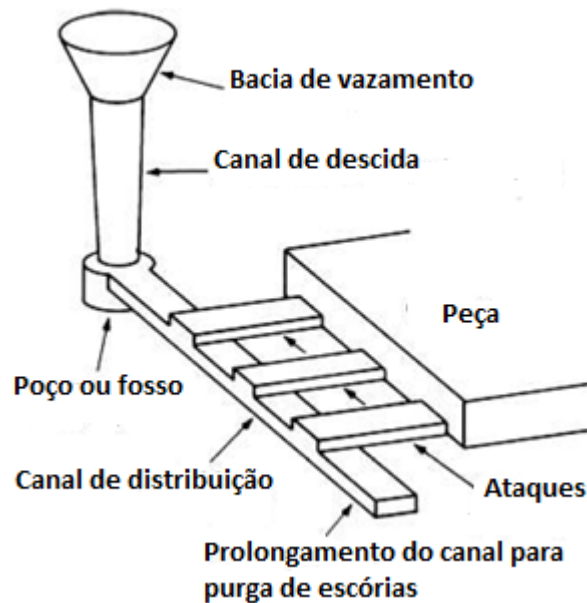
- $A_g$  é a área da secção mínima transversal do canal de descida;
- $A_c$  é a área da secção mínima transversal do canal ou canais de distribuição;
- $A_a$  é a área da secção mínima transversal do ou dos canais de ataque.

As relações de gitagem sugeridas por vários autores tais como Lobo (2017), Metals (2008), Rashid, Chalekar, Somatkar, e Chinchani (2015), Campbell (2015c) para as ligas de alumínio são as seguintes: **1:2:2, 1:4:4, 1:2:4**. No trabalho experimental, a relação de gitagem utilizada será a 1:4:4.

No vazamento das ligas facilmente oxidáveis, como é o caso das ligas de alumínio, as relações de gitagem mais utilizadas são as divergentes, em que  $A_g < A_a$ , de forma a evitar-se turbulência junto dos ataques que iria provocar a fragmentação do filme de óxidos formado à superfície do metal fundido e sua incorporação no interior das peças. Os sistemas de gitagem divergentes são mais propensos à criação de depressões e são mais difíceis de manter sempre cheios, podendo originar defeitos de tipo de peças incompletas, porosidades e inclusões de escória (Lobo 2017).

### 2.3.1 Componentes do Sistema de Gitagem

Um sistema de gitagem é a rede de condutas através da qual o metal líquido entra numa moldação e flui para encher a cavidade do molde, onde o metal pode então solidificar para formar a geometria desejada. Na **Figura 12** são mostrados os componentes básicos de um sistema de gitagem simples para uma moldação separada horizontalmente. Uma bacia de vazamento proporciona uma abertura para a introdução de metal a partir de um dispositivo de vazamento. Um gito carrega o metal líquido para baixo para unir um ou mais canais de alimentação, que distribuem o metal em todo o molde até que ele pode entrar na cavidade através de ataques (Metals 2008; Guleyupoglu 1998; Campbell 2015c).

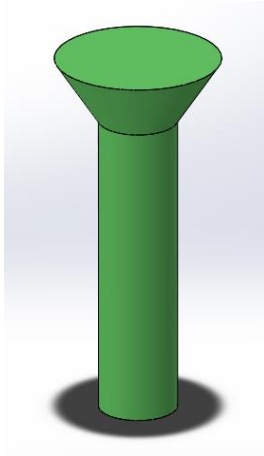


**Figura 12** – Componentes básicos de um sistema de gijagem simples para um molde separado horizontalmente. Adaptado de (Metals 2008).

#### 2.3.1.1 Bacia de vazamento

A entrada inicial do metal, vazado manualmente ou de uma forma mecanizada, da colher de vazamento para a bacia, embora de curta duração tem uma grande tendência para originar problemas de erosão e para o arrastamento de escórias ou gás para o interior das peças. A dimensão da bacia de vazamento bem como a sua forma devem ser adequados para o estabelecimento de um regime de caudal uniforme do metal líquido, sem formação de vórtice (Guleyupoglu 1998).

A bacia cônica, tal como representada na **Figura 13**, é a pior geometria possível de uma entrada para um sistema de enchimento concebido para receber apenas metal líquido, uma vez que esta irá funcionar como uma bomba de ar. Este tipo de bacia é mais suscetível à formação de um vórtice porque qualquer derramamento ligeiro fora do eixo tenderá a iniciar uma rotação. O metal entra sem se conseguir ter o controlo da sua velocidade (Campbell 2015c).



**Figura 13** – Sistema de enchimento, com bacia de vazamento cônica.

A distância de queda de cerca de 50 mm acima da entrada para o canal de alimentação resulta numa velocidade de entrada no canal de alimentação de aproximadamente 1 m/s. Em tais velocidades, a bacia é provavelmente menos prejudicial. Por outro lado, quando a bacia cônica é utilizada como funil para os canais de gitagem quando vazado diretamente de um forno de fusão, a distância de queda é geralmente muito maior, frequentemente 200-500 mm (Campbell 2015c; Guleyupoglu 1998).

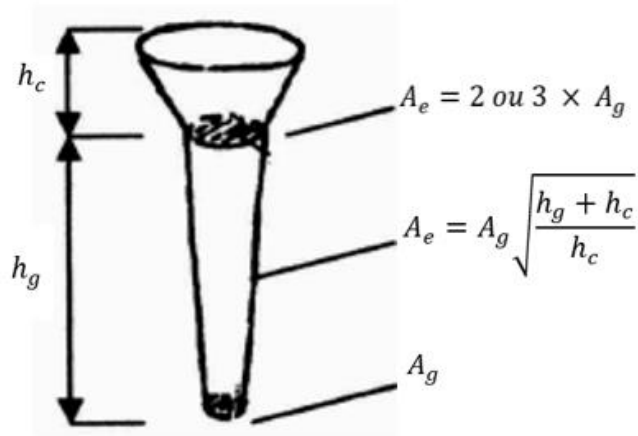
A bacia de vazamento tem de estar sempre cheia de metal durante todo o processo de vazamento. Se em algum momento esvaziar, o ar e impurezas irão entrar no sistema (Campbell 2015c).

#### 2.3.1.2 Canal de descida

A secção do canal de descida é normalmente circular ou quadrada. A forma parabólica é a ideal para impedir o aparecimento de depressões e o arrastamento de gases. Por exigir um cálculo bastante complicado e de difícil realização é normal usar-se a forma afunilada: a secção de entrada do canal de descida é igual a duas ou três vezes a secção mínima calculada do canal de descida, diretamente relacionada com a relação entre as alturas do canal e da bacia de vazamento (Lobo 2017; Guleyupoglu 1998; Rashid; Metals 2008).

$$v = \sqrt{2gh} \quad (3)$$

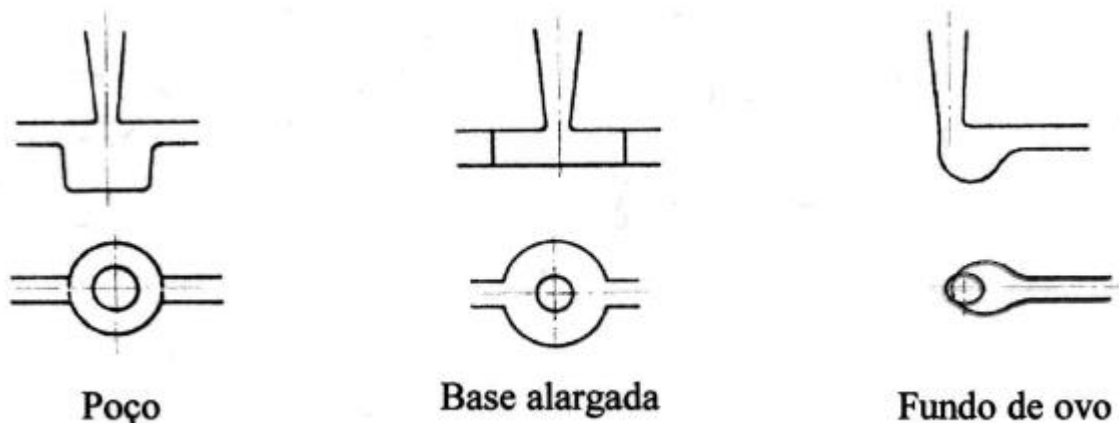
As equações 2 e 3 são utilizadas para calcular a área de secção mínima do canal de descida, onde  $h$  é altura do canal de descida. A **Figura 14** esquematiza a forma do canal de descida mais utilizado assim como o seu dimensionamento.



**Figura 14** – Forma afunilada do canal de descida. Adaptado de (Lobo 2017).

### 2.3.1.3 Poço

É recomendável o alargamento da base do canal de descida, com eventual criação de um poço e eliminação de todas as arestas vivas de forma a minimizar os problemas de erosão na base do canal de descida associados a uma elevada velocidade de queda do metal e à agitação devido à mudança de direção (Lobo 2017).



**Figura 15** – Formas comuns para a base do canal de descida (Lobo 2017).

De acordo com Lobo (2017), a altura do poço é normalmente igual a duas vezes a altura do canal de distribuição enquanto a área deve ser cerca de cinco vezes a área da secção mínima do canal de descida. No caso da base do canal de descida alargada, o seu diâmetro deve ser da ordem de 2,5 vezes o diâmetro mínimo do canal de descida.

### 2.3.1.4 Canais de distribuição

A forma mais comum dos canais de distribuição e ataque é a forma trapezoidal, com saídas mínimas de 10° e arestas arredondadas (Lobo 2017).



**Figura 16** – Formas mais comuns para os canais de sistema convergente, sistema divergente e para ligas de alto ponto de fusão em que se pretende minimizar as perdas de temperatura (Lobo 2017).

### 2.3.1.5 Filtros cerâmicos

Os filtros cerâmicos são amplamente utilizados na indústria de fundição para melhorar a limpeza das peças fundidas e reduzir o custo de fabrico. Incorporados no sistema de gitagem, os filtros cerâmica removem escórias e outras partículas não metálicas da corrente de metal antes do metal entrar na cavidade da moldação. A maioria das ligas de fundição estão sujeitas à presença de partículas que podem afetar de forma prejudicial as propriedades físicas e a aparência da fundição (Teixeira 2013). Essas partículas geralmente incluem:

- Óxidos formados durante a fusão, transferência de metal e vazamento;
- Partículas refratárias do forno e da concha;
- Partículas refratárias presentes no sistema de gitagem ou desagregadas da moldação ou dos machos durante o vazamento;
- Produtos de reação metalúrgicas (Metals 2008).

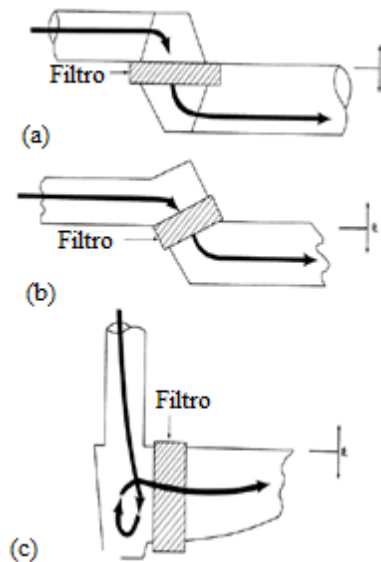
Para ser eficaz, o sistema de gitagem deve ter um comprimento suficiente para permitir que as partículas de baixa densidade tenham tempo suficiente para flutuar e aderir à superfície da moldação antes de entrar na cavidade que irá dar forma à peça. Na prática, esta abordagem nem sempre fornece moldações de qualidade adequada, e o rendimento de vazamento é muitas vezes reduzido, especialmente com sistemas não-pressurizados (Metals 2008; Campbell 2015c).

Os filtros cerâmicos, quando aplicados corretamente, podem ser confiados para capturar partículas antes de entrar na cavidade de vazamento (Metals 2008). A localização e a posição dos filtros cerâmicos são influenciadas pelo método de moldação, saídas da moldação e pela experiência de cada empresa (Teixeira 2013).

O tamanho e número de filtros necessários são determinados pelo peso da carga de metal a vazar e pela capacidade de cada filtro utilizado. À medida que a filtragem vai

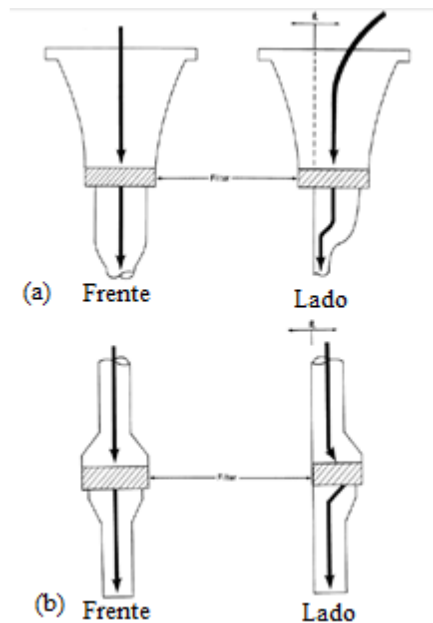
decorrendo, as células individuais do filtro vão ficando bloqueadas e a velocidade a que o filtro deixa passar o metal vai diminuindo (Teixeira 2013; Campbell 2015c).

A **Figura 17** mostra como os filtros são colocados, nas moldações de plano de apartação horizontal.



**Figura 17** – Locais de colocação de filtros em: **a)** moldações com plano de apartação horizontal; **b)** entre  $0^\circ$  e  $90^\circ$  do plano de apartação; **c)** paralelo ao plano de apartação (Teixeira 2013).

Os filtros não devem ser colocados na base do canal de descida, porque aumenta a possibilidade do filtro se fraturar e reduz a sua eficácia. Nas moldações com plano de apartação vertical os filtros são colocados normalmente como apresentado na **Figura 18**. Apesar do filtro na bacia de vazamento ser muito utilizado, os filtros são mais eficazes quando colocados no canal de descida ou de distribuição (Teixeira 2013).



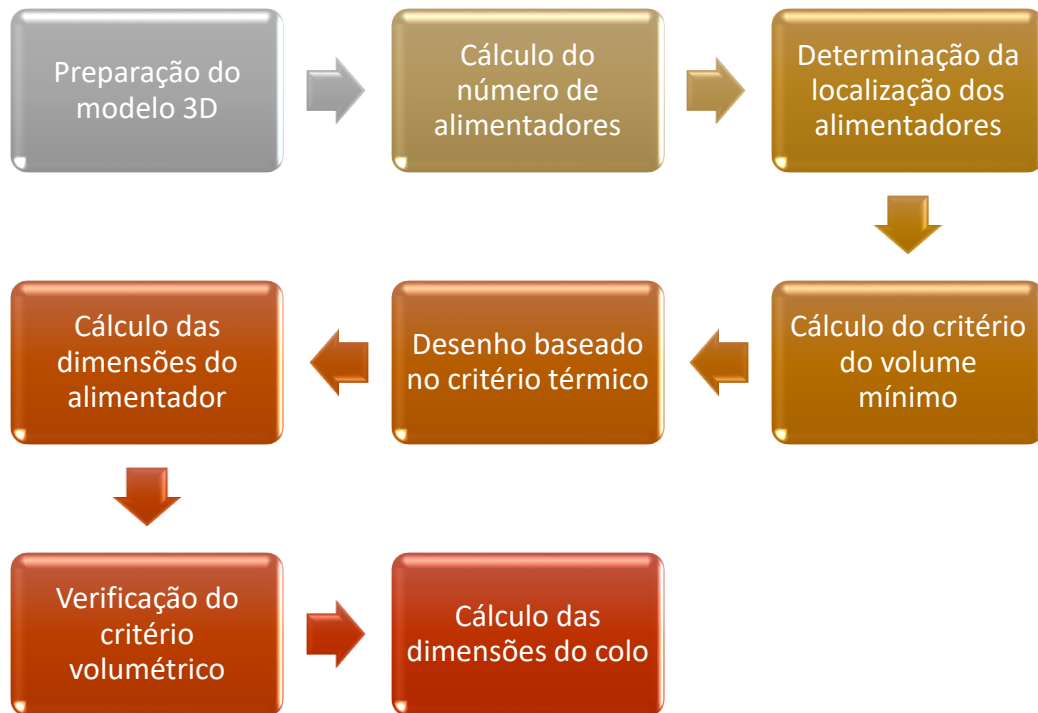
**Figura 18** – Locais de colocação de filtros em sistemas de gitagem vertical: **a)** colocação à saída da bacia de vazamento; **b)** colocação do filtro no canal de descida (Teixeira 2013).

### 2.3.2 Componentes do Sistema de Alimentação

Sempre que o sistema de gitagem não é capaz de eliminar o defeito de rechupe nas peças é necessário colocar alimentadores, que são reservatórios de metal líquido, de volume adequado e estrategicamente posicionados. Para o funcionamento correto dos alimentadores é necessário que o seu tempo total de solidificação seja superior ao das peças vazadas e que a sua ligação às peças não solidifique prematuramente (Lobo 2017).

A **Figura 19** representa esquematicamente os passos básicos a ter em consideração no projeto dos sistemas de alimentação.





**Figura 19** – Esquema dos passos básicos no projeto de sistemas de alimentação.

Nos processos de moldação em areia, a chamada lei de Chvorinov estabelece a correlação existente entre o tempo total de solidificação das peças vazadas e a sua relação de forma e dimensão dada por:

$$t = k^2 \left( \frac{V_c}{A_c} \right)^2 = k^2 m_c^2 \quad (4)$$

Sendo  $t$  o tempo de arrefecimento da peça,  $k$  é a constante governada pelas propriedades do molde e do metal,  $V_c$  é volume da peça e  $A_c$  é a área da peça (Metals 2008; Guleyupoglu 1998; Rashid; Chalekar, Somatkar, e Chinchani 2015; Turyakioglu e Berry 1999).

Simplificando, o módulo de arrefecimento da peça é dado por:

$$m_c = \frac{V_c}{A_c} \quad (5)$$

A condição necessária para que o tempo total de solidificação dos alimentadores seja superior ao das peças é que o módulo de arrefecimento dos alimentadores seja superior ao das peças, admitindo que o metal fundido chega às cavidades dos alimentadores e das peças à mesma temperatura e que as características térmicas do material da moldação são as mesmas (Lobo 2017; Guleyupoglu 1998).

### 2.3.2.1 Alimentadores

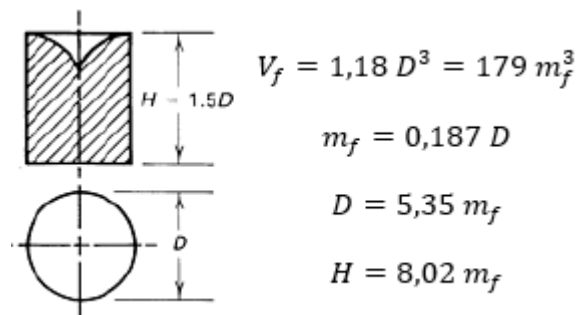
Os alimentadores servem para evitar que os rechupes se formem nas peças. Estes são apêndices que se colocam próximo dos pontos onde tenderia a formar-se o rechupe, de modo a fornecerem metal líquido para essa zona à medida que ele vai solidificando e contraindo. Desde que se mantenha a comunicação entre o metal líquido do alimentador e o da peça até que esta solidifique completamente, a peça fica livre de rechupes, formando-se este apenas no alimentador (Magalhães 2009).

Para que os alimentadores se mantenham líquidos até toda a peça solidificar estes devem ter uma secção e volume grandes. Por este motivo, gastam bastante metal e ficam caros pelo que se deve evitar o uso de alimentadores. Contudo, só podem ser dispensados se a liga contrair muito pouco durante a solidificação ou se a peça for de secção constante ou ligeiramente crescente no sentido do sistema de gitagem de forma a que a alimentação seja facilitada por meio do canal de descida (Magalhães 2009; Turyakioglu e Berry 1999).

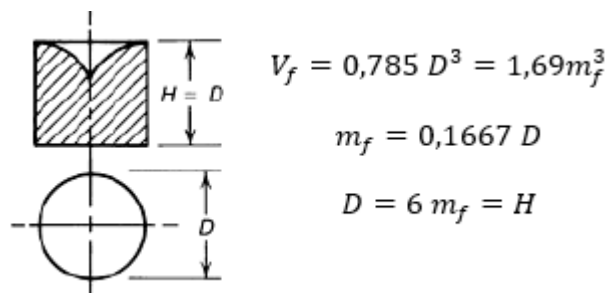
Normalmente, o módulo de arrefecimento do alimentador deve ser 1,2 vezes maior que o módulo da peça (Metals 2008; Campbell 2015a).

A **Figura 20** e a **Figura 21** esquematizam os tipos de alimentadores mais frequentes. No Anexo B estão esquematizados os vários tipos de alimentadores existentes, de acordo com Metals (2008).

$$m_f \geq 1,2 m_c \quad (6)$$



**Figura 20** – Alimentador cilíndrico do tipo  $H=1,5D$ .



**Figura 21** – Alimentador cilíndrico do tipo  $H=D$ .

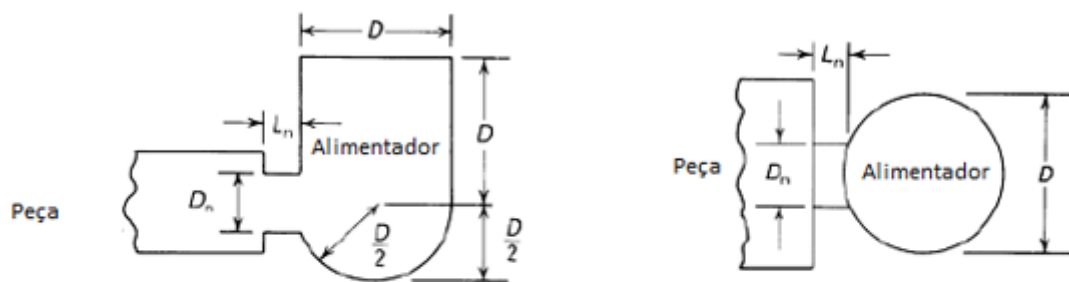
Os alimentadores podem ainda ser classificados como frios ou quentes, tendo em conta a sua tendência para atingirem temperaturas pouco ou significativamente superiores às das peças vazadas. O enchimento dos alimentadores frios é feito com metal que atravessou a cavidade das peças e a sua envolvente não se situa em nenhuma zona aquecida da moldação. Os alimentadores quentes são mais eficientes, pois resultam normalmente da conjugação de várias situações favoráveis, podendo estarem localizados nos próprios canais de ataque ou em zonas quentes da moldação, por exemplo nas proximidades do canal de descida. Podem ainda apresentar proteção especial, através da utilização de placas isolantes ou exotérmicas, no caso de alimentadores atmosféricos, ou camisas exotérmicas, que podem ser utilizadas em qualquer tipo de alimentador (Lobo 2017).

### 2.3.2.2 Colos dos alimentadores

Sempre que possível, a ligação dos alimentadores às peças deve ser feita por meio de estrangulamentos, de modo a que a separação dos alimentadores por simples pancada seja facilitada (no caso dos materiais mais frágeis) ou através da utilização de ferramentas próprias em forma de cunha (uma vez posicionada no local, a sua abertura vai arrancar o alimentador) ou ainda por corte em balancé ou com serra (Lobo 2017).

Para promover a solidificação direcional desde a peça até ao alimentador, o módulo do colo do alimentador,  $m_n$ , deve ser intermediário do módulo da peça e do alimentador,  $m_c$  e  $m_f$ , respetivamente (Metals 2008; Rashid).

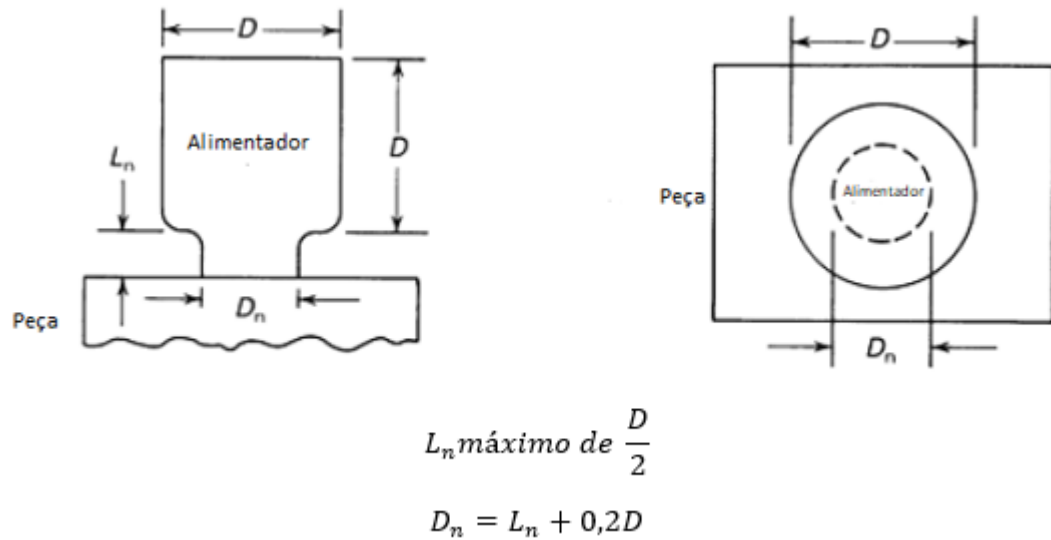
A regra geral para dimensionamento do colo do alimentador é  $m_n = 1,1 m_c$ . A **Figura 22**, a **Figura 23** e a **Figura 24**, representam o dimensionamento dos vários tipos de colos (Metals 2008).



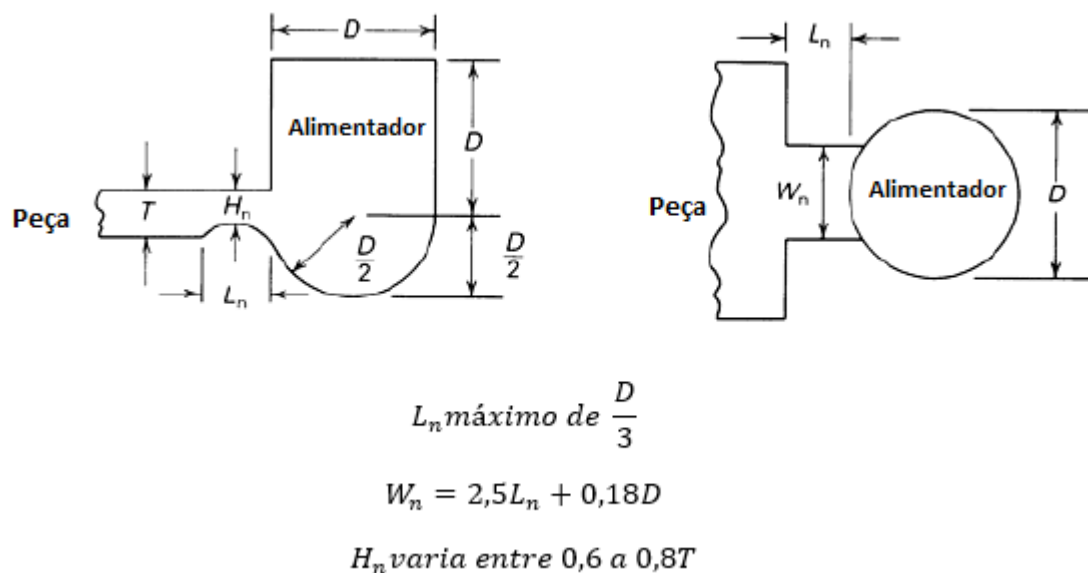
$$L_n \text{ máximo de } \frac{D}{2}$$

$$D_n = 1,2 L_n + 0,1 D$$

**Figura 22** – Regras gerais de dimensionamento para colos de alimentadores, do tipo lateral.



**Figura 23** - Regras gerais de dimensionamento para colos de alimentadores, do tipo de topo.



**Figura 24** - Regras gerais de dimensionamento para colos de alimentadores, do tipo lateral para placas.

### 2.3.2.3 Regras práticas a seguir na altura do projeto

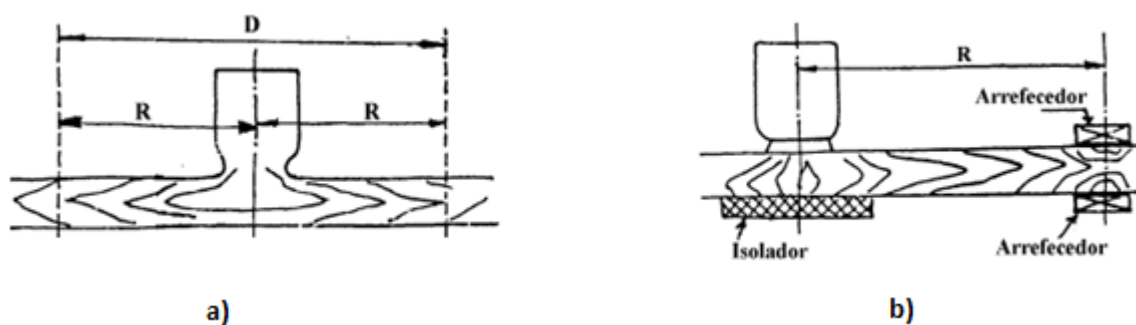
Os pontos críticos a ter em conta na altura do projeto são os seguintes:

1. Determinação dos pontos quentes da peça, com vista à localização correta do alimentador;
2. Determinação do raio de ação dos alimentadores, dada a eventual necessidade de mais do que um alimentador;

3. Definição da constante da liga e do tipo de alimentador a utilizar, com vista ao cálculo do módulo de arrefecimento do alimentador e respetivo dimensionamento;
4. Verificação da conformidade dos alimentadores face à contração prevista das peças.

Os pontos quentes são zonas das peças que, solidificando em último lugar, são propensas à ocorrência de rechupe. A determinação dos pontos quentes passa pela análise do desenho da peça, em corte, e identificação do maior círculo inscrito ao longo das diferentes secções da peça. É o próprio sistema de gitagem que, muitas vezes, garante o abastecimento gradual de metal líquido às peças enquanto solidificam, evitando ou minimizando, a ocorrência de rechupe. Para esse fim, é essencial que as entradas de metal nas cavidades das peças favoreçam a solidificação dirigida da peça, de forma a que solidifiquem, primeiramente, nas zonas mais afastadas das entradas, de menor massividade. Desta forma, as zonas mais maciças, localizadas junto das entradas de metal, podem ser abastecidas através do metal líquido ainda disponível no sistema de gitagem (Lobo 2017; Tavakoli e Davami 2009).

O raio de ação dos alimentadores (**Figura 25**), ou seja, a distância máxima a que um alimentador pode fornecer metal líquido depende do módulo de arrefecimento da zona da peça próxima do alimentador, do processo de solidificação (em pele ou camada espessa), e do eventual uso de isoladores e/ou arrefecedores na moldação. Os isoladores são placas de material refratário, com condutibilidade térmica muito baixa, colocados na parede oposta à da entrada dos alimentadores, com o fim de reduzir as perdas térmicas do metal líquido. Por outro lado, os arrefecedores são elementos metálicos, em aço ou ferro fundido, com condutibilidade térmica e capacidade calorífica elevadas, aplicados com a finalidade de aumentar o raio de ação dos alimentadores (Turyakioglu e Berry 1999; Lobo 2017; Carlson et al. 2002; Ou et al. 2002).



**Figura 25** – Raio de ação dos alimentadores e forma das linhas isotérmicas: a) Situação normal; b) Efeito dos isoladores e arrefecedores (Lobo (2017)).

### 2.3.3 Simulação

O objetivo de simular a solidificação na fundição é identificar *designs* que são prováveis que causem defeitos devido à variação da temperatura durante a solidificação do metal. Se sucessivos perfis de temperatura de solidificação mostram pontos quentes que induzem defeitos tais como porosidades, as variáveis de projeto podem ser modificadas nas decisões de uso de auxiliares de solidificação (Oluwole, Oluwadare, e Afonja 2008).

O **ProCAST** é um *software* desenvolvido para executar a simulação numérica de fluxo de metal líquido e fenômenos de solidificação em vários processos de fundição. É particularmente útil pois permite visualizar e prever os resultados de fundição de modo a fornecer diretrizes para melhorar o produto, bem como o *design* da moldação de modo a obter as qualidades de fundição desejadas (Rao et al. 2011). Normalmente, o *software* de simulação tem três partes principais:

- Pré-processamento: o programa lê a geometria em CAD e gera a malha;
- Processamento principal: adição das condições de fronteira e dados do material, cálculos do enchimento e temperatura;
- Pós-processamento: apresentação, avaliação.

#### 2.3.3.1 Critério de Niyama

Tratando o fenômeno da porosidade de uma forma simplista, Niyama correlacionou a porosidade a parâmetros térmicos e descobriu que as peças de fundição eram sãs apenas sobre um certo valor limite de sua função (Liotti e Previtali 2006; Carlson et al. 2002)

$$N = \frac{G_s}{\sqrt{\dot{T}}} \quad (7)$$

Onde  $N$  é o valor da função de Niyama,  $G_s$  é o gradiente térmico [ $^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ] e  $\dot{T}$  é a taxa de refrigeração [ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ]. Liotti e Previtali (2006) referem que este modelo resulta muito bem em aços, mas em ligas com um intervalo grande de solidificação já não resulta tão bem, como é o caso das ligas de alumínio. Os valores limites da função de Niyama para as ligas de alumínio varia entre 0,25-0,30 (Liotti e Previtali 2006).

A vantagem deste critério é que fornece um meio direto de avaliar a influência de vários parâmetros de fundição, como gradiente térmico, taxa de arrefecimento e tempo de solidificação, sendo possível avaliar a percentagem de porosidade. Este critério também é fácil de implementar e rápido para executar nos modelos de transferência de calor. A principal desvantagem deste critério é a sua insensibilidade à concentração variável de hidrogénio (Zhu, Cockcroft, e Maijer 2006).

### 2.3.3.2 Fração mássica crítica

Os modelos numéricos de condução de calor são utilizados na simulação da solidificação. A fonte de calor do líquido que está a solidificar é o calor latente da fusão libertado gradualmente enquanto a solidificação procede. Os dados termodinâmicos são usados no cálculo da fração de metal solidificado durante o processo de solidificação, que por sua vez é utilizado no cálculo da libertação do calor latente da fusão no intervalo de solidificação (Oluwole, Oluwadare, e Afonja 2008).

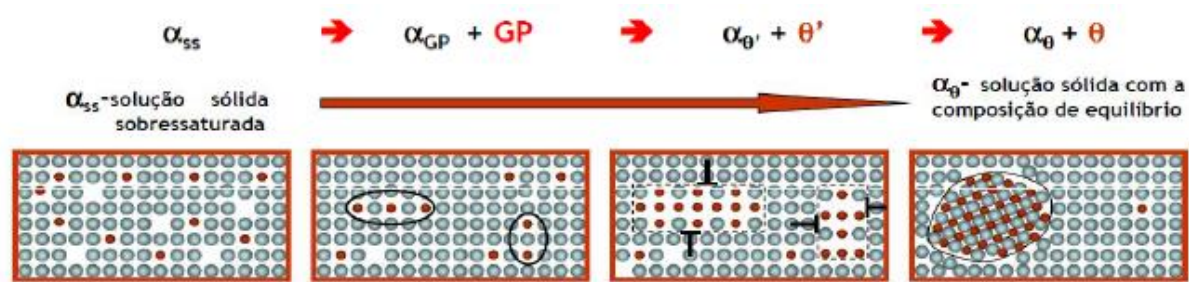
Na fração crítica da fase sólida, se ainda houver necessidade de o fluxo de líquido alimentar o líquido que está a solidificar, é criada uma queda de pressão devido à resistência ao fluxo de líquido. Se esta pressão negativa não pode ser equilibrada pelo fluxo do líquido devido ao bloqueio da dendrite, isso pode levar ao desenvolvimento de microrrechupes (Zlitine 2015).

## 2.4 TRATAMENTO TÉRMICO

O principal tratamento térmico das ligas de alumínio consiste em solubilização seguida de endurecimento por precipitação (envelhecimento). O princípio do tratamento consiste em promover-se a solução de fases duras e posteriormente precipitá-las.

Tendo em conta que o tratamento térmico T6 (solução tratada termicamente e totalmente envelhecida artificialmente) tem como objetivo a dissolução e posterior precipitação na solução sólida das partículas de  $Mg_2Si$ , a sua efetividade depende, fortemente, da concentração de magnésio. São os tratamentos térmicos, principalmente, que conferem as propriedades mecânicas finais às peças (Loizaga et al. 2010).

Os tratamentos térmicos mudam a morfologia do silício (Shabestari e Shahri 2004), isto é, a solubilização da liga leva à fragmentação das fibras eutéticas de silício. Contudo, não se observam mudanças significativas na sua fração volúmica. Com o aumento do tempo do tratamento de solubilização, os cristais interdendríticos de silício coagulam e esferoidizam-se, aumentando a distância entre cristais. A fase  $Mg_2Si$  dissolve-se completamente na matriz (Poloczec et al. 2015). A **Figura 26** representa a formação dos precipitados  $Mg_2Si$ . Estes precipitados finos são responsáveis pelo endurecimento da liga e, conseqüentemente, pelo aumento da resistência mecânica, uma vez que restringem o movimento das deslocações durante a deformação (Morais Tiago Augusto 2015).



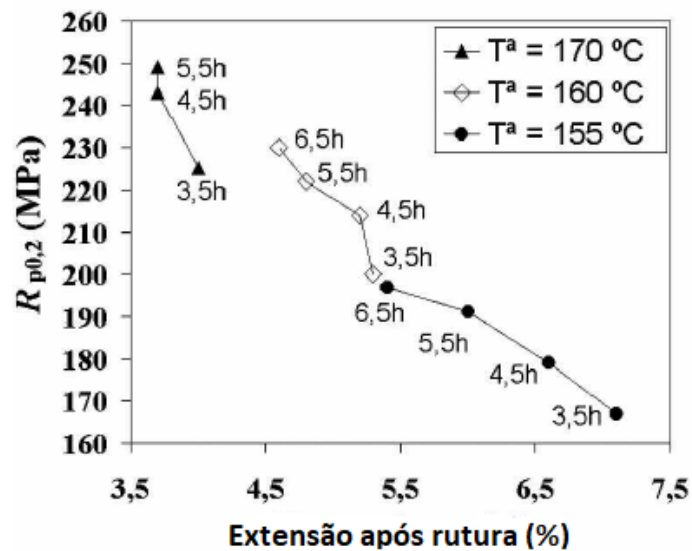
**Figura 26** - Diagrama de fase metastável  $Mg_2Si$ , com um esquema ilustrativo da formação do precipitado  $Mg_2Si$  (Morais Tiago Augusto 2015).

As fases presentes nos espaços interdendríticos não sofrem qualquer transformação durante o envelhecimento. A fração volúmica assim como a área média da secção plana continua a mesma depois de um período curto ou longo de envelhecimento. Durante o processo de envelhecimento, ocorrem dois fenómenos simultâneos nas dendrites  $\alpha$ -Al. Em primeiro lugar, formam-se fases finas em forma de agulha ou semelhantes a placas e crescem durante o envelhecimento. As fases são enriquecidas em Mg, Si e muito provavelmente em Al. O segundo processo é a formação e o crescimento de fases mais grosseiras ricas em silício. Após os tempos de envelhecimento mais longos, o número e o tamanho dessas partículas aumentam (Poloczek et al. 2015; Moraes Tiago Augusto 2015).

Loizaga et al. (2010) realizaram um estudo que correlaciona a tensão limite de elasticidade com a temperatura e o tempo que estão dentro do forno, tal como mostra a **Figura 27**. Com este estudo, concluíram que:

- Para um mesmo tempo de endurecimento artificial, quanto menor é a temperatura de precipitação menor é a tensão limite de elasticidade, mas maior é a extensão após rutura;
- Na gama de temperaturas estudadas (155 °C a 170 °C), à medida que o tempo de precipitação aumenta observa-se um aumento de limite elástico;
- O rácio  $R_{p0,2}/R_m$  aumenta conforme aumenta a temperatura e o tempo de precipitação;
- Observa-se um aumento da tensão limite de elasticidade com o aumento do teor de magnésio.



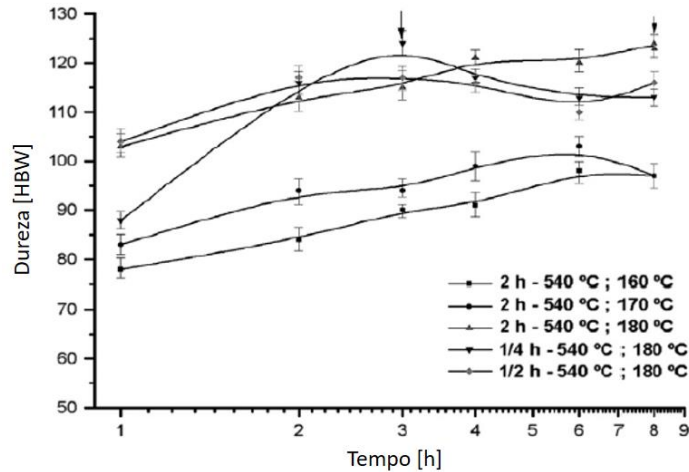


**Figura 27** – Tensão limite de elasticidade para diferentes temperaturas e tempos de precipitação para a liga AlSi7Mg. Adaptado de (Loizaga et al. 2010).

Segundo Pezda e Jarco (2016), o tratamento térmico para estas ligas AlSi7Mg que são utilizadas no vazamento em areia é, normalmente, o seguinte:

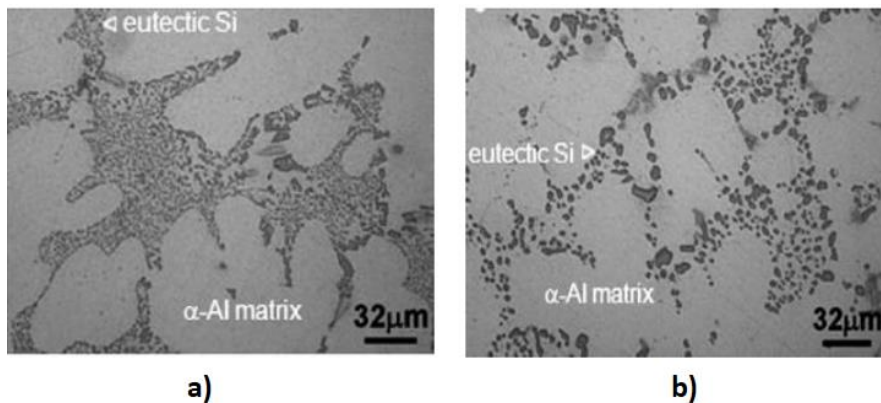
- Solubilização: 6 a 12 horas a uma temperatura de 540°C;
- Envelhecimento: 2 a 5 horas a uma temperatura de 155°C.

A temperatura e o tempo adotados no ciclo térmico são fatores fundamentais para as propriedades mecânicas finais do material. Na **Figura 28** é possível observar que a dureza da liga A356 oscila mediante a duração da etapa de solubilização e a temperatura e o tempo de envelhecimento. Por outro lado, sugere que o endurecimento máximo ainda não foi atingido para um ciclo térmico (2h – 540°C; 180°C), embora o endurecimento máximo foi atingido num ciclo que apresenta o menor tempo de solubilização e a maior temperatura de envelhecimento ao fim de 3 horas (1/4h – 540°C; 180°C) (Morais Tiago Augusto 2015).



**Figura 28** - Evolução da dureza da liga A356 após solubilização a 540 °C, com diferentes tempos de estágio e envelhecimento, para temperaturas diferentes. Adaptado de (Morais Tiago Augusto 2015).

Outros autores, como Pedersen e Arnberg (2001) defendem que a resistência das ligas AlSi7Mg é fundamentalmente devida à quantidade de magnésio presente na mesma e que a ductilidade é determinada tanto pelo tamanho e forma dos cristais de silício (**Figura 29**) como pelo efeito de precipitação do envelhecimento. Outro efeito que surge na etapa de solubilização é a difusão do magnésio presente na matriz, para regiões porosas da peça. Este fenómeno é resultado de solubilizações muito prolongadas que permitem a difusão dos átomos de magnésio para a porosidade e, assim, impedem a formação de precipitados  $Mg_2Si$  (Morais Tiago Augusto 2015).



**Figura 29** – Microestrutura com silício eutético modificado: **a)** estado bruto de fundição; **b)** Microestrutura após tratamento térmico T6 (Morais Tiago Augusto 2015).

### 3. TRABALHO EXPERIMENTAL

---

Este trabalho experimental consiste na resolução de problemas de porosidade existentes em peças da SKELT cujas propriedades mecânicas não correspondem às especificações pretendidas, assim como problemas de mau dimensionamento dos sistemas de gitagem e de alimentação.

A resolução experimental decorreu conforme apareciam os diversos problemas, ou seja, não teve uma estrutura planeada, pelo que se iniciou com o tratamento térmico, pois foi o problema que apareceu primeiro na SKELT.

De uma forma resumida e simplista, o trabalho experimental consistiu nos seguintes pontos:

- Realização de tratamentos térmicos e sua posterior caracterização mecânica;
- Processo de desgaseificação e verificação da sua eficiência;
- Vazamento de peças em areias diferentes, uma utilizada pela SKELT e outra utilizada pelo INEGI, para sua posterior comparação relativamente à percentagem de porosidades;
- Dimensionamento e simulação de vários sistemas de gitagem e de alimentação;
- Vazamento utilizando um dos sistemas de gitagem dimensionados anteriormente.

A liga utilizada neste trabalho experimental é a liga AlSi7Mg0,6 é da empresa Hydroaluminium e é pré-modificada ao antimónio.

#### 3.1 TRATAMENTO TÉRMICO

De forma a perceber se o problema de porosidades nas peças estava relacionado com o tratamento térmico, procedeu-se o tratamento térmico de homogeneização e envelhecimento. Também se procedeu a ensaios de tração em estado bruto de vazamento e após tratamento térmico de forma a comparar as características mecânicas.

A **Figura 30** mostra o forno com a carga dentro do mesmo, antes do tratamento térmico. Instrumentou-se com seis termopares (**Figura 31** e **Figura 32**) em várias zonas da carga a ir ao forno de forma a se poder registar a variação da temperatura das mesmas zonas ao longo do tempo. O objetivo é realizar um tratamento térmico de homogeneização durante 8 horas a 540°C seguido de um tratamento de envelhecimento durante 6 horas a 155°C e

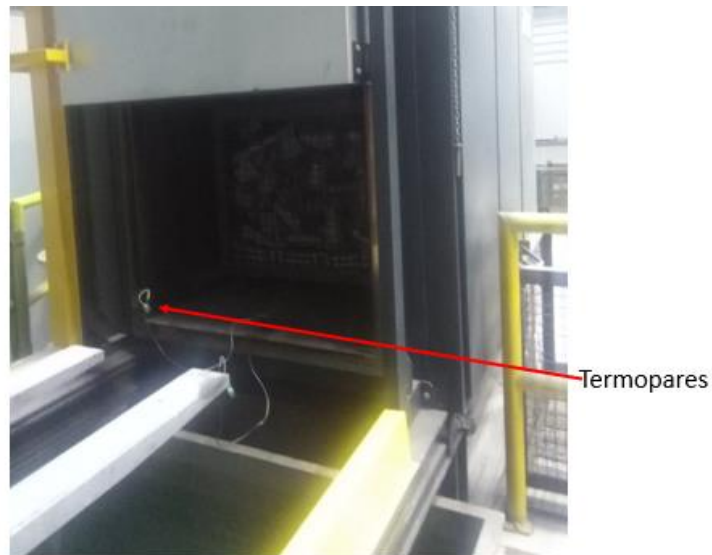
observar o comportamento da temperatura ao longo destes tratamentos (Pezda e Jarco 2016).



**Figura 30** – Forno pronto para o tratamento térmico.



**Figura 31** – Instrumentação das peças a realizar tratamento térmico de homogeneização.



**Figura 32** – Instrumentação das peças a realizar tratamento térmico de envelhecimento.

### 3.1.1 Medição de Porosidades

Depois do polimento das peças, analisou-se a microestrutura das mesmas num microscópio de Sistema Digital ótico OLYMPUS PMG3 DP12. A **Figura 33** e a **Figura 35** representam as peças a analisar metalurgicamente com os respectivos cortes. Na **Figura 34** e na **Figura 36** estão as áreas que foram analisadas metalurgicamente, sem tratamento térmico. Posteriormente, a outra metade das peças cortadas foram submetidas a tratamento térmico com o objetivo de comparar as percentagens de porosidades.

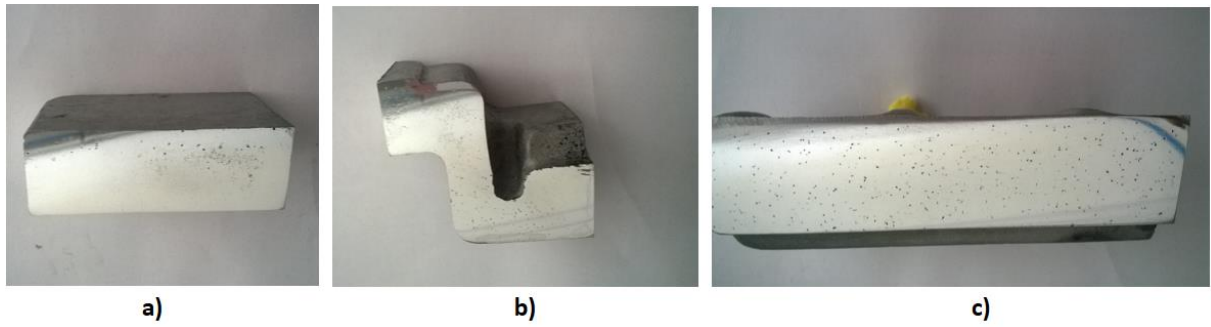


**a)**



**b)**

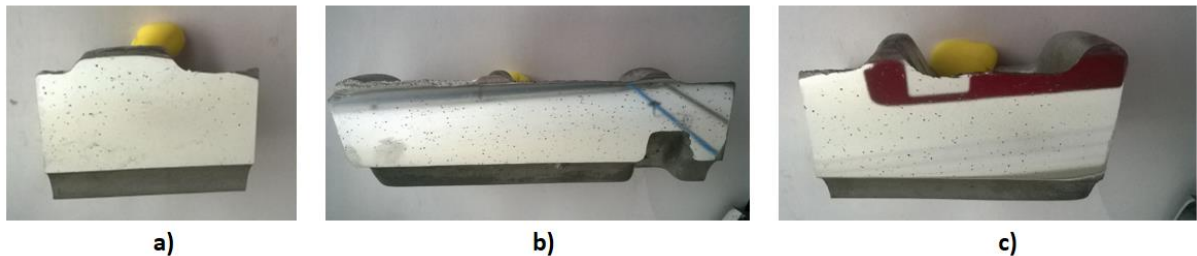
**Figura 33** – **a)** Peça 1 para análise metalográfica, sem tratamento térmico; **b)** Peça 1 cortada e polida.



**Figura 34** – Áreas a analisar microscopicamente: **a)** Peça 1, A1; **b)** Peça 1, A2; **c)** Peça 1, A3.



**Figura 35** – **a)** Peça 2 para análise metalográfica sem tratamento térmico; **b)** Peça 2 cortada e polida.



**Figura 36** - Áreas a analisar microscopicamente: **a)** Peça 2, A1; **b)** Peça 2, A2; **c)** Peça 2, A3.

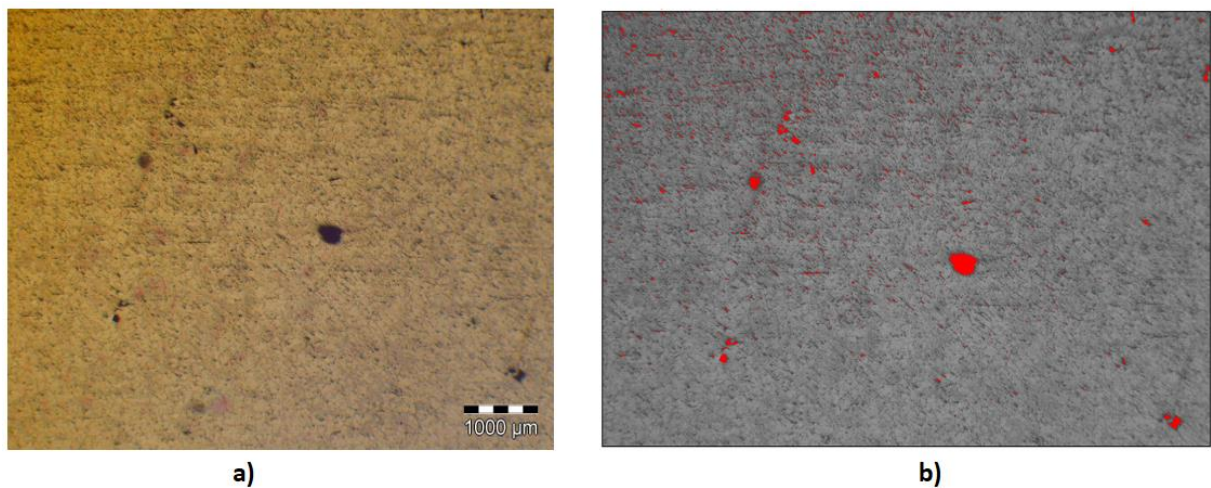
A **Figura 37** demonstra que irão ser produzidas seis peças por vazamento, daí se terem analisado a percentagem de porosidades de duas peças, para se descartar a hipótese de uma má projeção do sistema de gitagem.





**Figura 37** – Caixa de moldação, com dimensões de 400 x 500 x 120 mm.

Através do *software ImageJ*, um programa de acesso gratuito de processamento de imagens científicas multidimensionais, estimou-se a percentagem de porosidades das amostras. O procedimento detalhado desta medição encontra-se no Anexo C, mas de um modo geral, este procedimento consiste em converter uma imagem metalográfica tirada no microscópio numa imagem de 8 bits aplicando por fim um *threshold*, como se vê na **Figura 38**, em que a parte da imagem que está a vermelho é a aplicação do *threshold*, ou seja, são os vazios presentes na amostra.



**Figura 38** – Utilização do *software ImageJ*: **a)** Imagem metalográfica no microscópio; **b)** Aplicação do *threshold* em que a parte que está a cor vermelha são os vazios da peça.

## 3.2 DESGASEIFICAÇÃO

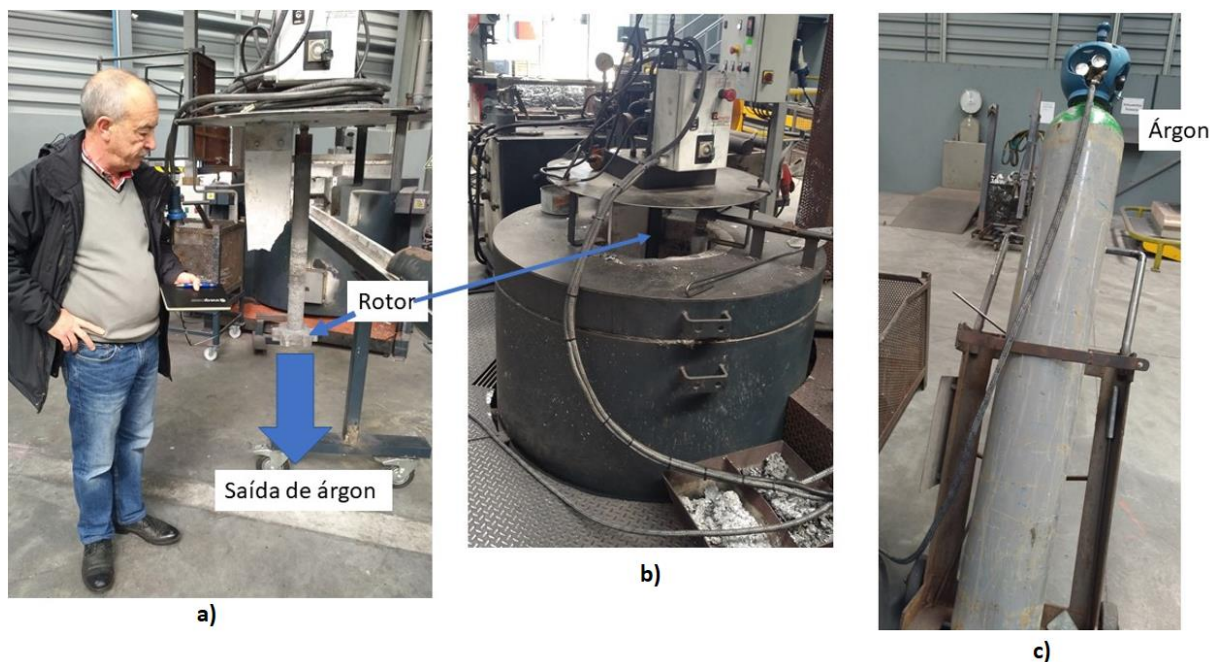
Numa visita à SKELT, observou-se o processo de degaseificação que a empresa utilizava.

O processo de degaseificação utilizado é então a degaseificação rotativa, que consiste em injetar um gás inerte reativo através do veio de um rotor, de forma a que as bolhas de hidrogénio flutuem até à superfície. Antes de tudo, e com o metal já fundido, adiciona-se um afinador de grão ao banho da liga de alumínio AlSi7Mg0,6. De seguida, coloca-se o rotor dentro do forno de fusão e injeta-se árgon, através do veio do rotor, durante 15 minutos. Os dados do processo de degaseificação estão descritos na **Tabela 6**. É necessário limpar a escória que aflui à superfície com uma escumadeira.

**Tabela 6** - Dados do processo de degaseificação da SKELT.

Descrição	Valores
Tempo de degaseificação	15 minutos
Gás de degaseificação	Árgon
Temperatura de degaseificação	707°C
Caudal volumétrico do árgon	12 l/min
Energia de degaseificação	175 kJ
Teste de vácuo	200 mbar
Velocidade de rotação do rotor	Sem controlo

Na **Figura 39** está indicado o processo de degaseificação rotativa da SKELT.



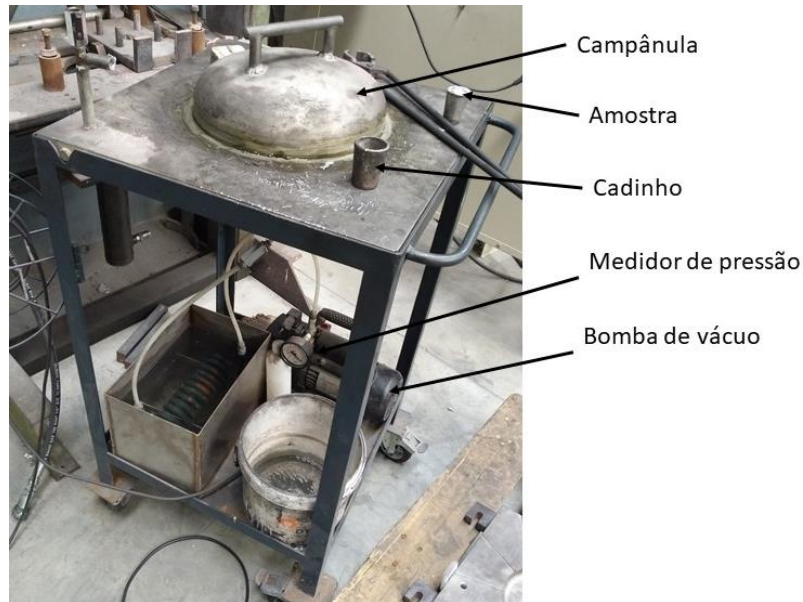
**Figura 39** – Processo de degaseificação rotativa da SKELT: **a)** Rotor; **b)** Colocação do rotor no forno de fusão; **c)** Gás utilizado no processo de degaseificação, neste caso, o árgon.

Um dos objetivos desta dissertação era verificar se o processo de degaseificação estava a ser efetuado corretamente pela empresa. Para tal, um dos métodos a utilizar é o teste do vácuo que consiste em colocar uma amostra numa campânula e reduzir a pressão



dentro desta (esquematizado na **Figura 40**). De seguida, mede-se a massa da amostra em ar e em água e com esses dados consegue-se saber a densidade da amostra.

Este teste de vácuo consiste em fazer com que uma amostra solidifique a uma pressão reduzida, o que provoca uma ampliação do tamanho dos poros formados de modo a que estes fiquem visíveis.



**Figura 40** – Teste de vácuo da SKELT.

### 3.2.1 Medição de Densidades e Porosidades

As amostras da **Figura 43** foram polidas e não foram atacadas pois é o procedimento mais adequado para medir porosidades.

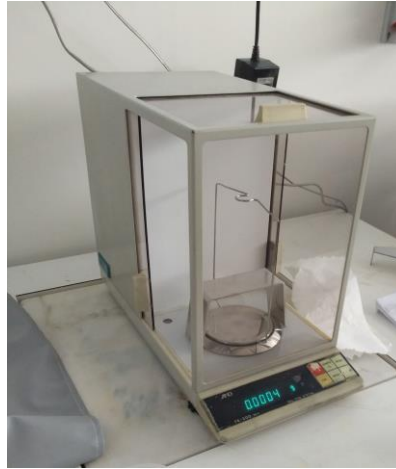
Para além das amostras provenientes do teste de vácuo, foram analisadas a percentagem de vazios de uma peça fornecida à SKELT por outra empresa, a Firmago (**Figura 46**) e uma peça de sucata da SKELT (**Figura 48**), de modo a verificar se o problema da alta percentagem de porosidades seria do processo de desgaseificação operado pela SKELT. Na **Figura 42** estão os cadinhos emprestados pelo INEGI, para realização do teste de vácuo.

O equipamento utilizado para a medição de densidades e medição de porosidades está descrito na **Tabela 7**.

**Tabela 7** – Equipamento utilizado para medição da massa das amostras e microscopia.

Equipamento	Modelo
Balança analítica	AND FR-200 MKII Max=210g d=0,1mg
Microscópio Sistema Digital Ótico	OLYMPUS PMG3 DP12

O equipamento de medição utilizado para a medição de densidade foi a balança analítica representada na **Figura 41**.



**Figura 41** – Balança analítica AND FR-200 MKII Max=210g d=0,1mg.



**Figura 42** – Cadinhos de aço do INEGI, B e C utilizados no teste de vácuo.



**Figura 43** – Amostras para medição de densidade e medição da percentagem de porosidade.

Onde:

- Cadinho A é o cadinho da empresa SKELT;
- Cadinho B é o cadinho do INEGI maior;
- Cadinho C é o cadinho do INEGI mais pequeno.

Para a medição da densidade utilizou-se o seguinte procedimento:

1. Medição da massa da amostra em ar (**Figura 44, a**);
2. Medição da massa da amostra em água (**Figura 44, b**).

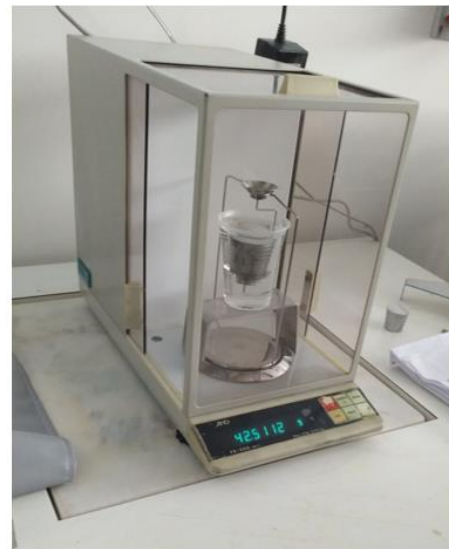
Efetuaram-se três medições de massa para cada amostra, fazendo-se depois uma média.

$$D_s = \frac{Massa_{ar}}{Massa_{ar} - Massa_{\acute{a}gua}} \quad (8)$$

Através da expressão acima calcula-se a densidade da amostra.



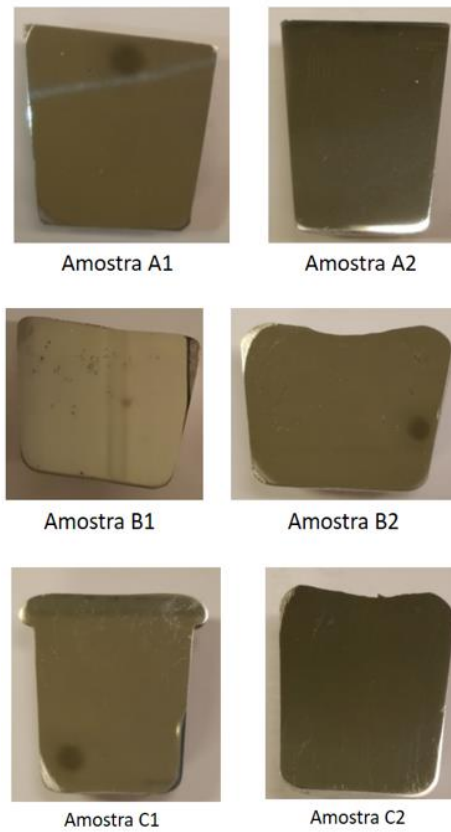
a)



b)

**Figura 44** – Medição da massa da amostra: **a)** Em ar; **b)** Em água.

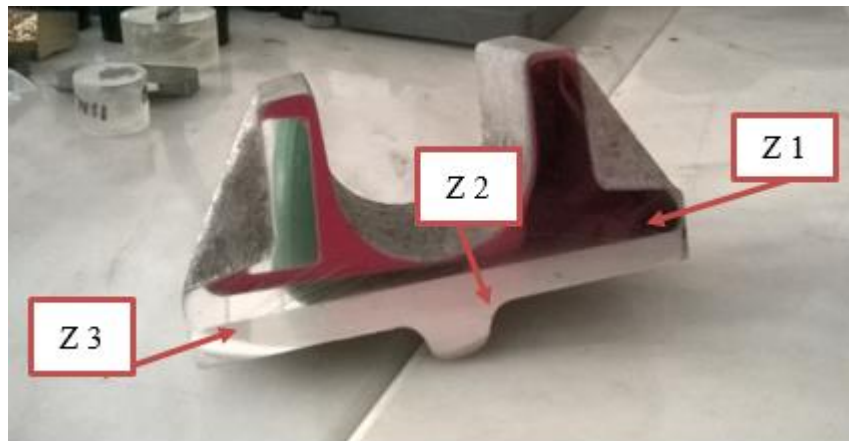
Através do *software ImageJ*, estimou-se a percentagem de porosidades das amostras e das peças da SKEIT e Firmago de forma a que seja possível perceber se o problema é da desgaseificação ou se vem de outra fonte. O procedimento desta medição encontra-se no Anexo C e foi também já descrito no capítulo 3.1.1.. Na **Figura 45** estão representadas as amostras já cortadas e polidas prontas para micrografia, assim como na **Figura 47** e na **Figura 49** estão definidas as zonas a analisar micrograficamente das peças da Firmago e da SKEIT, respetivamente.



**Figura 45** – Amostras do teste de desgaseificação de vários cadinhos, já cortadas e polidas.



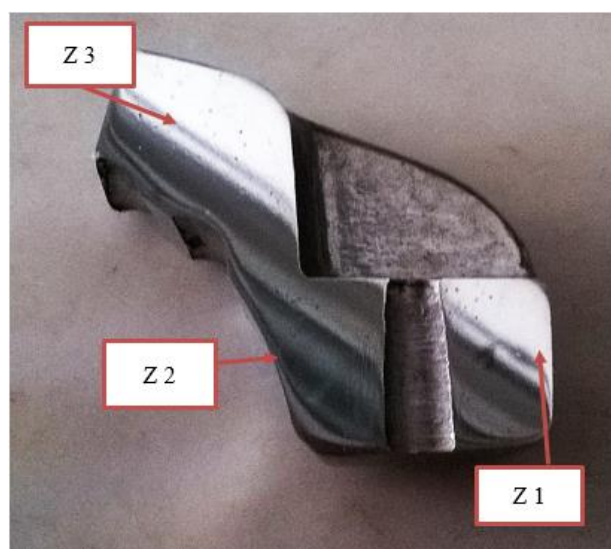
**Figura 46** – Peça da Firmago para análise microestrutural.



**Figura 47** – Peça da Firmago, cortada e polida, com zonas definidas para análise de porosidades.



**Figura 48** – Peça de sucata da SKELT para análise metalográfica.

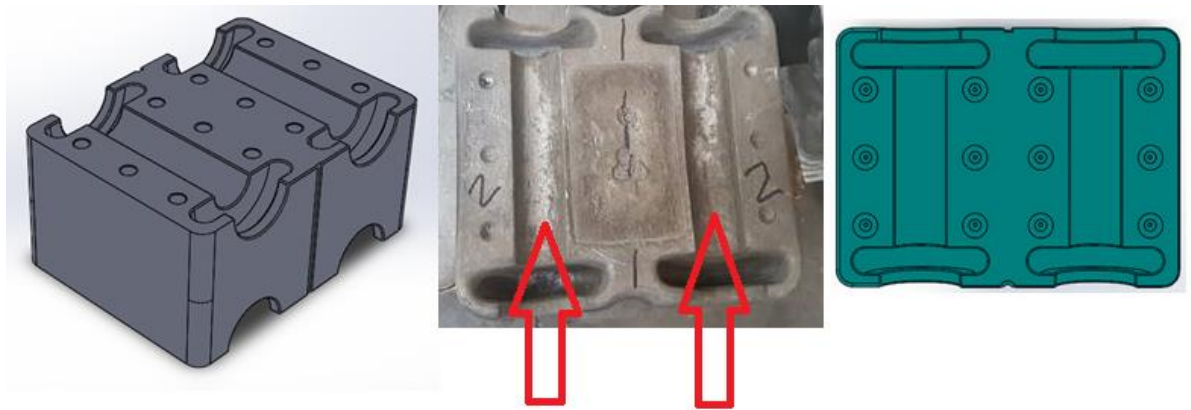


**Figura 49** – Peça aleatória da SKELT (sucata), com as zonas das micrografias definidas.

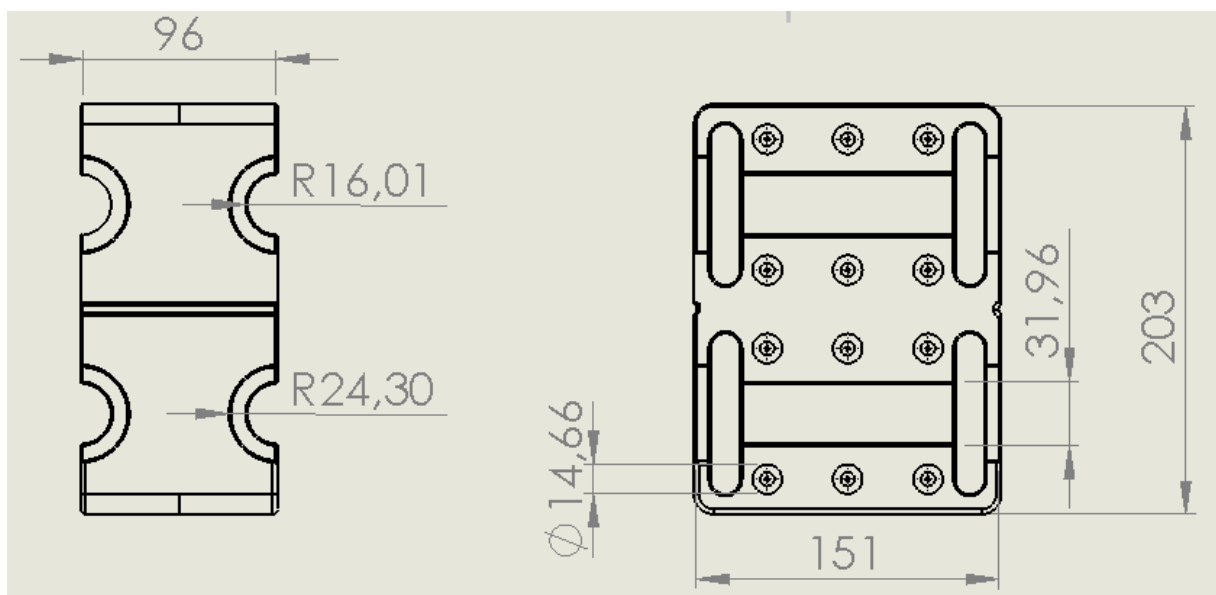


### 3.3 DIMENSIONAMENTO E SIMULAÇÃO DOS SISTEMAS DE GITAGEM E DOS SISTEMAS DE ALIMENTAÇÃO

Esta peça que a SKELT tenciona produzir, cujas dimensões gerais estão representadas na **Figura 51**, serve para fazer derivação de corrente elétrica. Na zona assinalada com setas vermelhas, na **Figura 50**, são fixados cabos. Estes cabos transportam a energia elétrica que irá passar através da peça, para os cabos que estarão fixados no lado oposto.

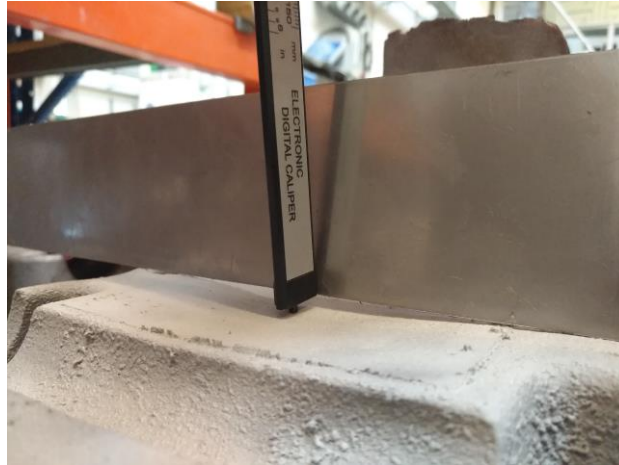


**Figura 50** – Peça da Skelt para dimensionamento e simulação.



**Figura 51** – Dimensões gerais da peça, em milímetros.

O problema do vazamento desta peça é que se observa um abatimento no centro da mesma, tal como se pode verificar na **Figura 52**, que foi medido com recurso a um paquímetro digital.



**Figura 52** – Medição do abatimento da peça recorrendo a um paquímetro.

Para proceder ao dimensionamento e posterior simulação, fez-se um levantamento das dimensões da peça e de um sistema de gitagem projetado pela SKELT.

As regras utilizadas neste capítulo foram de acordo com as regras descritas nos trabalhos de Lobo (2017), Metals (2008) e Campbell (2015b). Relativamente aos alimentadores, o alimentador cilíndrico do tipo  $H = 1,5D$  foi o tipo que foi utilizado em todos os dimensionamentos, com exceção dos alimentadores de topo.

$$m_c = \frac{V_c}{A_c} \quad (9)$$

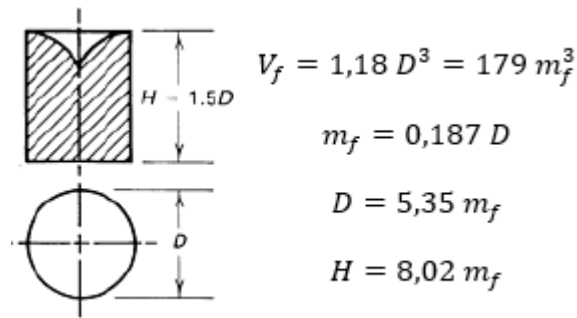
Sabendo o módulo da peça,  $m_c$ , e sabendo que o módulo dos alimentadores,  $m_f$  deve ser 1,2 vezes maior que o módulo da peça, através das expressões equacionadas na **Figura 53**, consegue-se dimensionar o alimentador.

Com o auxílio do *Solidworks*, *software* em que foi desenhado o CAD da peça, consegue-se saber o módulo da peça. A **Tabela 8** contém os dados do módulo da peça e do módulo que os alimentadores devem ter.

**Tabela 8** – Valores dos módulos da peça e alimentador.

<b>Massa da peça</b>	6,87 kg
$V_c$	2563310,98 mm <sup>3</sup>
$A_c$	161792,55 mm <sup>3</sup>
$m_c$	15,84
$m_f$	19,01

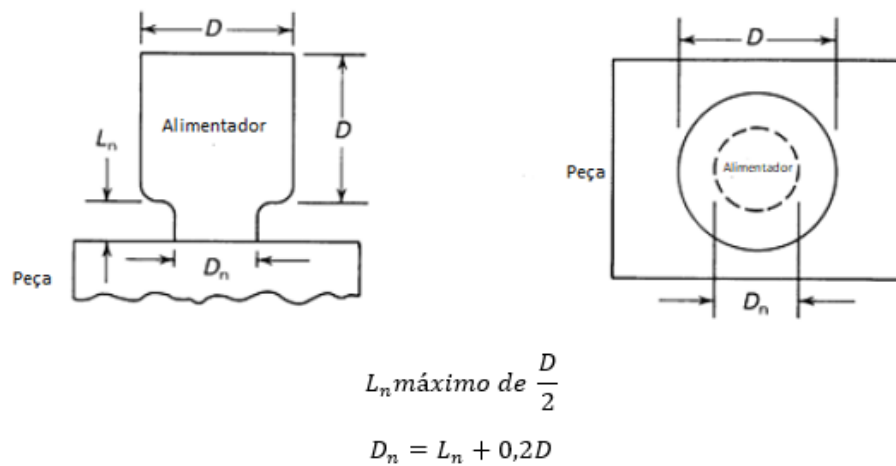




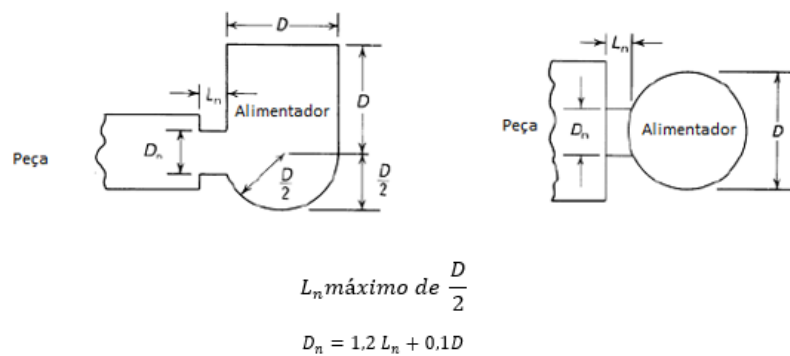
**Figura 53** – Alimentador cilíndrico utilizado no dimensionamento do sistema de alimentação.

Relativamente ao alimentador de topo, a altura deste deveria ser igual à altura da moldação superior, mas manteve-se o diâmetro deste igual aos restantes alimentadores.

É necessário dimensionar também o colo dos alimentadores e de forma idêntica ao processo de dimensionamento dos alimentadores, utilizaram-se as equações e regras da **Figura 54** e da **Figura 55**.



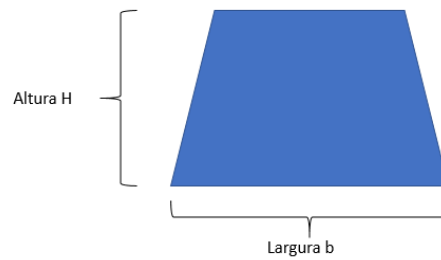
**Figura 54** – Dimensionamento do alimentador de topo e respetivo colo.



**Figura 55** – Colo dimensionado em algumas simulações.

O processo de dimensionamento foi feito à medida que eram feitas as simulações de forma a ter uma ideia do componente que deveria de ser alterado.

A **Tabela 9** é um resumo das dimensões alteradas e dos componentes alterados de simulação em simulação. Na **Figura 56** está esquematizada a geometria dos canais de distribuição que foi considerada nestes dimensionamentos.



**Figura 56** – Forma dos canais de alimentação.

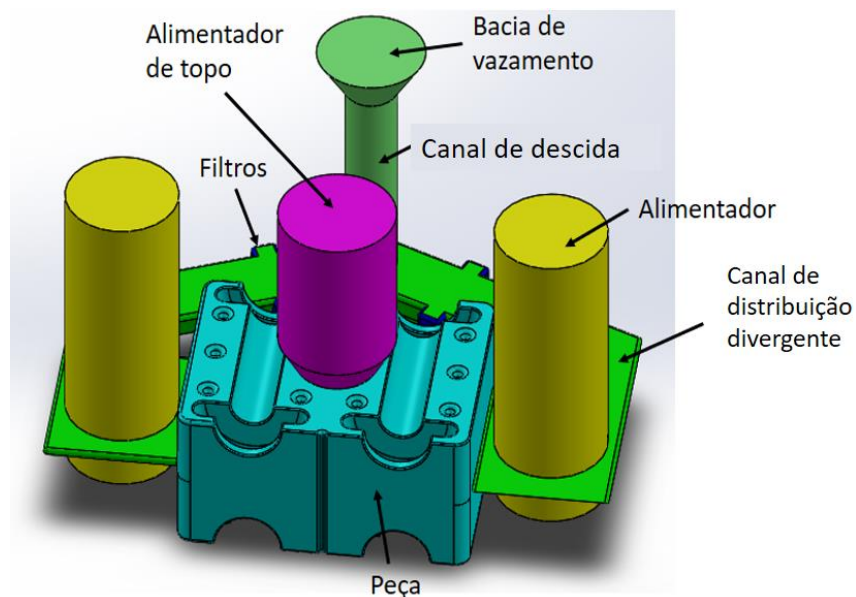
**Tabela 9** - Resumo das dimensões alteradas de simulação em simulação.

		Simulação 1 (real)	Simulação 2	Simulação 3	Simulação 4	Simulação 5
<b>Alimentadores</b>	Nº	3	2	3	2	2
	Diâmetro $D$ (mm)	79,21	101,72	101,72	101,72	110
	Altura $H$ (mm)	170	152,5	152,5	152,5	165
<b>Alimentador de topo</b>	Diâmetro $D$ (mm)	41,25		101,72		
	Altura $H$ (mm)	121		103,5		
	$D_n$ (mm)	28,6		71,2		
	$L_n$ (mm)	21		50		
<b>Colo</b>	Forma	Retangular	Circular	Circular	Circular	Elipsoidal
	$D_n$ (mm)	121	71,2	71,2	88	Diâmetro 110, altura 96
	$L_n$ (mm)	3,23	19,48	19,48	19,48	19,48
	$H$ (mm)	21				
<b>Proporção</b>		s/ proporção	1:4:4	1:4:4	1:4:4	1:4:4
<b>Bacia de vazamento</b>	Diâmetro $D$ (mm)	75,88	32,96	32,96	32,96	37
	Altura $H$ (mm)	30,2	50	50	50	50
<b>Canal de descida</b>	Diâmetro $D^4$ (mm)	35,92	23,44	23,44	23,44	31
	Altura $H$ (mm)	139,8	102,5	102,5	102,5	115

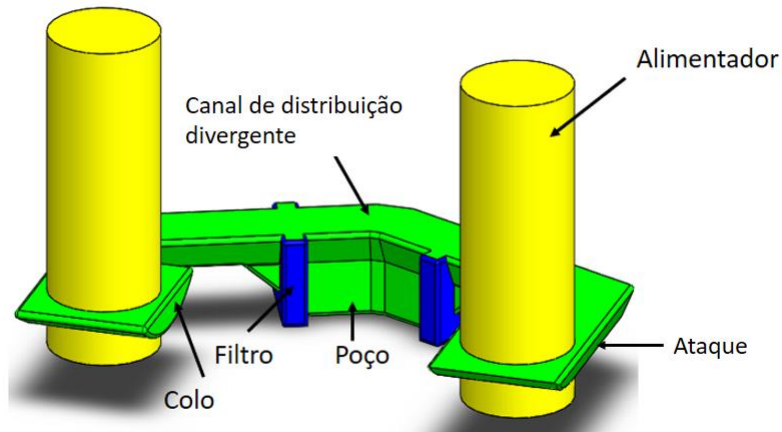
<sup>4</sup> Este diâmetro D corresponde ao diâmetro da base do canal de descida, pois o diâmetro superior é igual ao diâmetro inferior da bacia de vazamento.

<b>Canais de distribuição</b>	Altura $H$ (mm)	21	24,03	24,03	24,03	24,03
	Largura $b$ (mm)	34,57	48,06	48,06	48,06	48,06

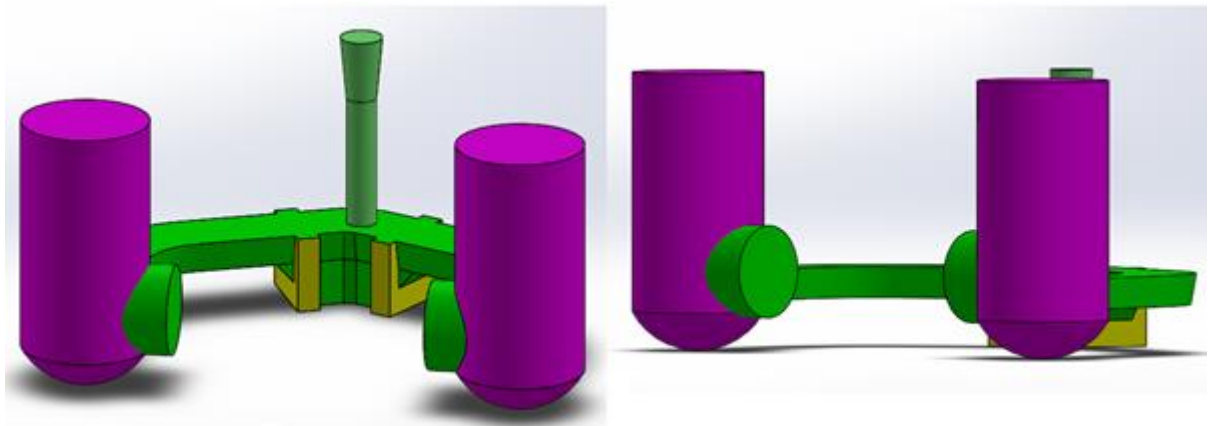
A primeira simulação realizada foi com o sistema de gitagem que a empresa implementou (**Figura 57** e **Figura 58**). Vendo o que estava mal, alteraram-se as dimensões dos alimentadores, dos canais de alimentação, canal de descida, bacia de vazamento e colo. Retirou-se o alimentador de topo, uma vez que a empresa tem interesse em que não haja nenhum devido ao *design* da peça. Com o resultado da segunda simulação (**Figura 59**), acrescentou-se apenas um alimentador de topo (**Figura 61**) para ver se este resolveria o problema do abatimento superficial, que no simulador aparece como uma percentagem enorme de porosidades concentradas. Já na quarta simulação, o colo foi alterado de forma a ter uma maior área (**Figura 62**). Na última simulação aumentou-se substancialmente o diâmetro dos alimentadores e a área do colo que liga os alimentadores à peça, tal como se pode verificar na **Figura 63**.



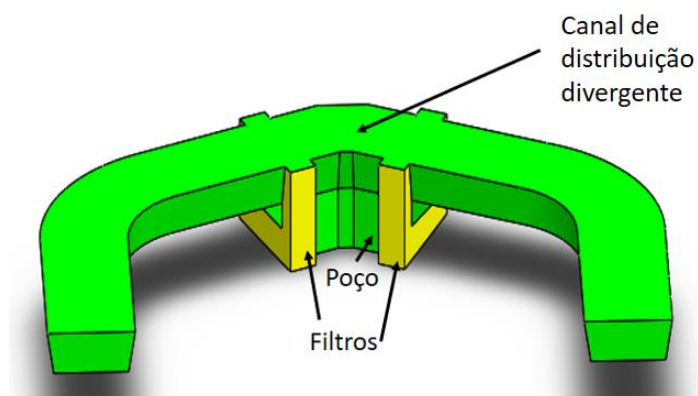
**Figura 57** – Sistema de alimentação utilizado pela SKELT.



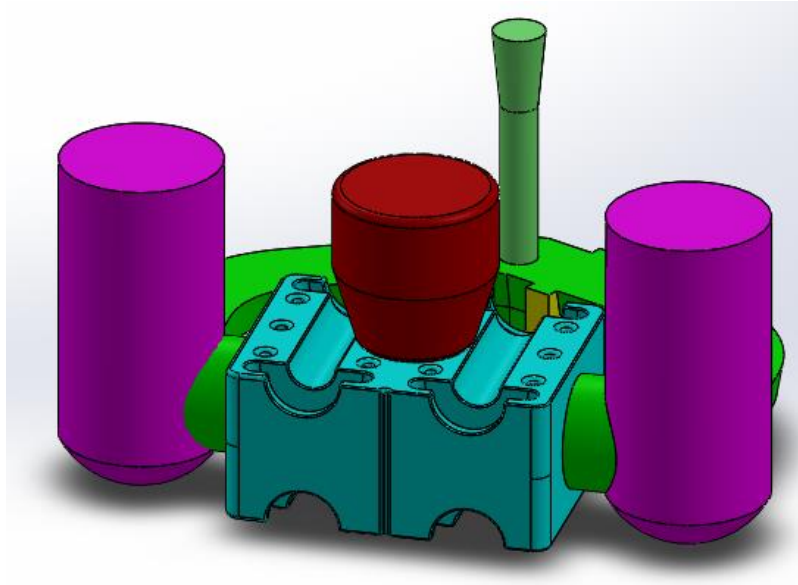
**Figura 58** – Sistema de alimentação e de enchimento que a Skelt utilizou, em CAD.



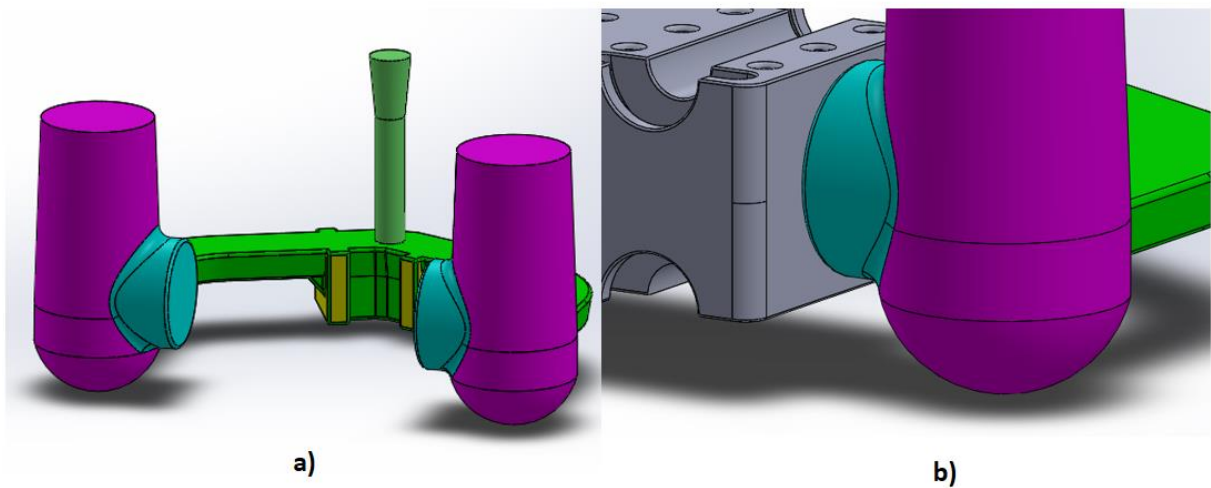
**Figura 59** – Primeiro dimensionamento e segunda simulação, com colos circulares e base dos alimentadores esferoidais.



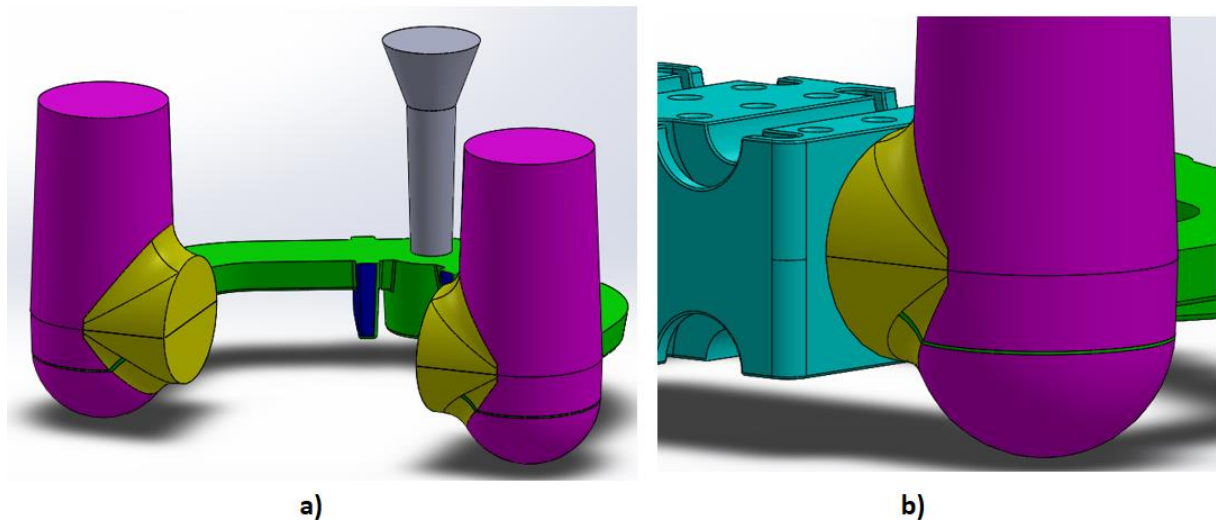
**Figura 60** - Canais de distribuição, de secção trapezoidal, cuja área corresponde a quatro vezes a área de saída do gito, respeitando a proporção 1:4:4.



**Figura 61** – Segundo dimensionamento e terceira simulação, com alimentador de topo.



**Figura 62** – Quarta simulação: **a)** alimentadores com saída de 2°; **b)** Pormenor do colo do alimentador que tem uma maior área.



**Figura 63** – Último dimensionamento e simulação: **a)** Poço circular; **b)** Detalhe do colo do alimentador ocupar praticamente toda a área lateral da peça.

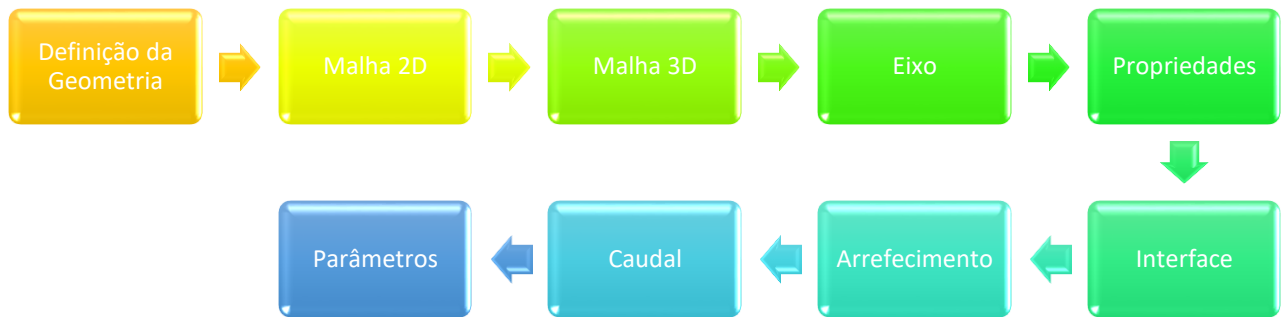
### 3.3.1 Simulações

O processo de simulação foi realizado por um operador do INEGI. Então, utilizando o software *ProCast*, simulou-se um dos sistemas de gitagem que a Skelt utilizou, para arranque inicial e para verificar se na simulação o resultado seria o mesmo que na vida real. Os dados utilizados estão descritos na **Tabela 10**.

**Tabela 10** – Dados para a Simulação do ProCast.

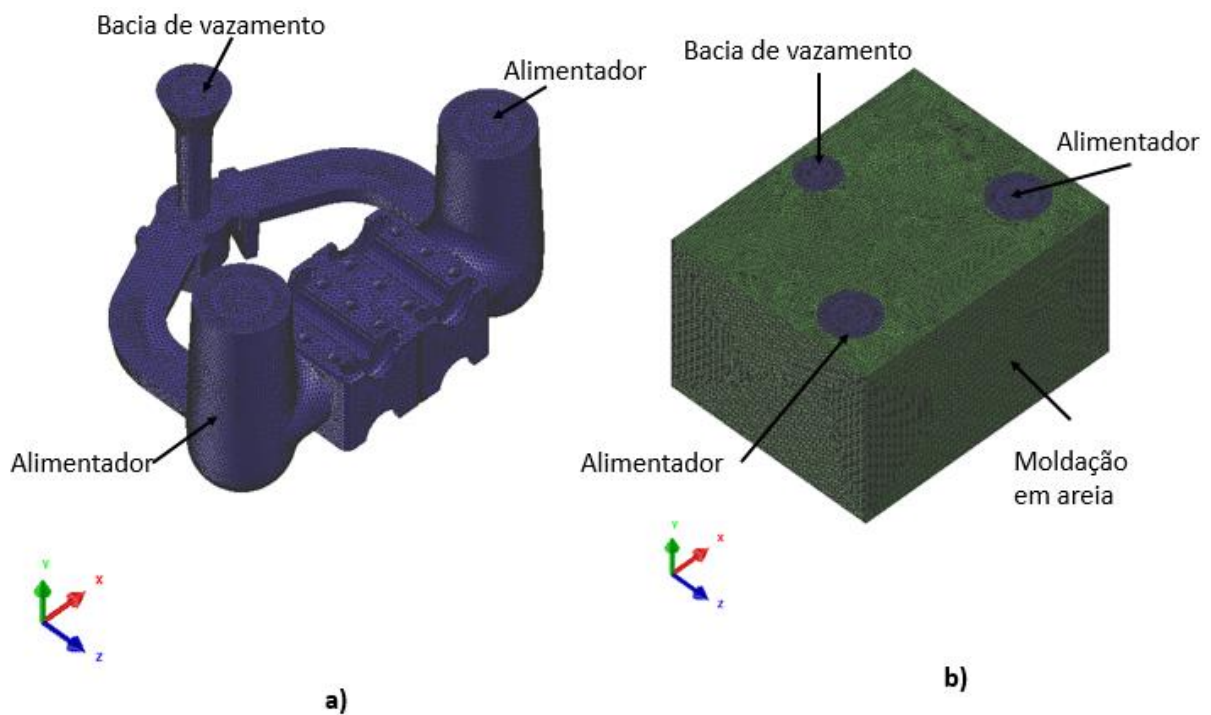
Liga	AlSi7Mg0,3
Temperatura de vazamento da liga	750°C
Temperatura da moldação	20°C
Caudal de vazamento	0,00278 m <sup>3</sup> /s ~ 2,78 l/s
Fração mássica crítica	0,7
Critério de Nyama	0,9

O processo de simulação do ProCast consiste, basicamente, em definir uma geometria a simular e posteriormente aplicar uma malha 2D e 3D a essa geometria. Posteriormente define-se um eixo e depois inserem-se as propriedades do metal. Escolhe-se a interface na qual o metal será vazado, neste caso a bacia de vazamento, e diz-se como é que o sistema irá arrefecer. Inserem-se parâmetros relativos à fundição, tais como a temperatura de vazamento da liga, qual a liga a vazar, qual o tipo de moldação e a temperatura do mesmo. A **Figura 64**, resume o funcionamento do ProCast.



**Figura 64** – Esquema do procedimento do ProCast.

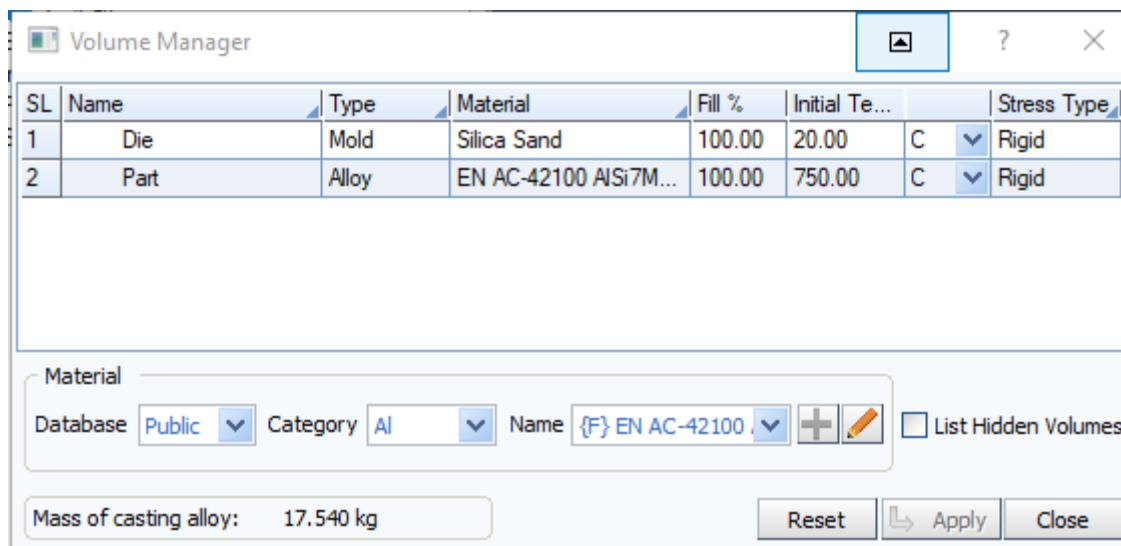
De simulação em simulação, a única coisa que varia é a geometria. Como podemos verificar na **Figura 65**, a geometria a simular está envolvida pela areia de moldação.



**Figura 65** – Simulação: **a)** Geometria a simular; **b)** Moldação em areia com a geometria a simular.

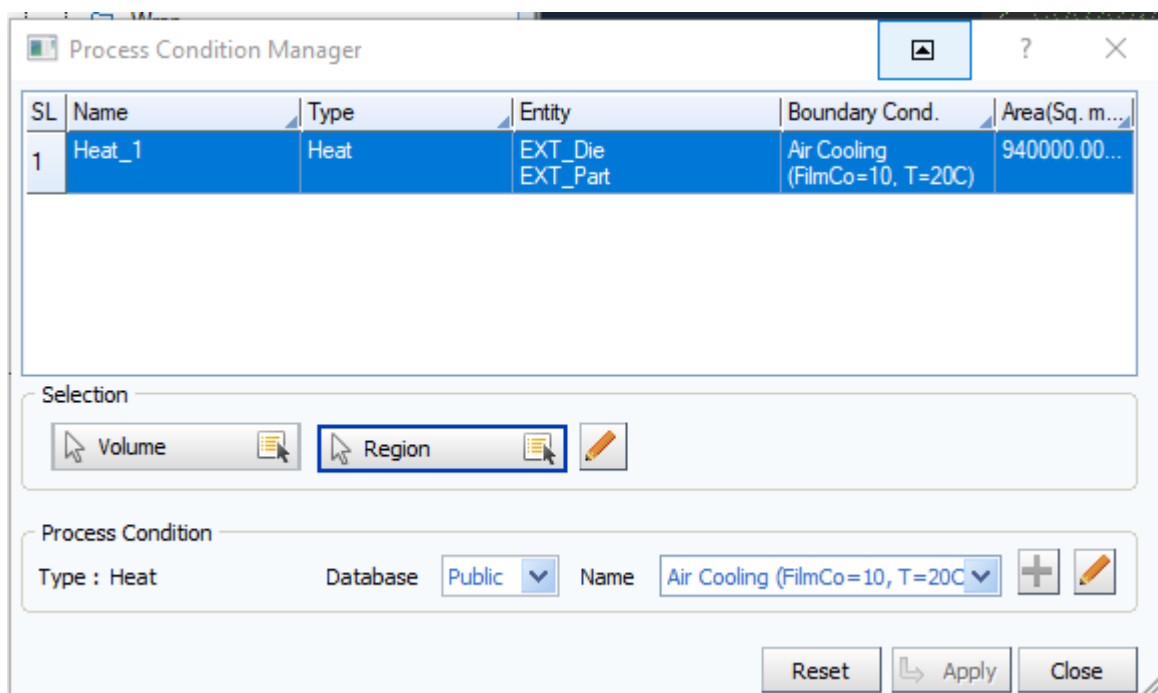
Definiu-se então que a temperatura de vazamento da liga seria de 750°C, temperatura esta usada pela SKELT, e que a temperatura da moldação de areia seria de 20°C (temperatura ambiente) (**Figura 66**). A liga a utilizar deveria ser a AlSi7Mg0,6, pois é a que é utilizada na realidade, mas como existia apenas na base de dados a liga AlSi7Mg0,3, foi essa a utilizada nas simulações.





**Figura 66** – Temperatura dos materiais, neste caso da moldação em areia e da liga AlSi7Mg0,3.

O arrefecimento da moldação de areia é feito ao ar ambiente (**Figura 67**).



**Figura 67** – Definição do tipo de arrefecimento.

Relativamente à interface líquido/sólido das condições de transferência de calor, tem que se definir que a areia irá estar em contacto com a liga (**Figura 68**).

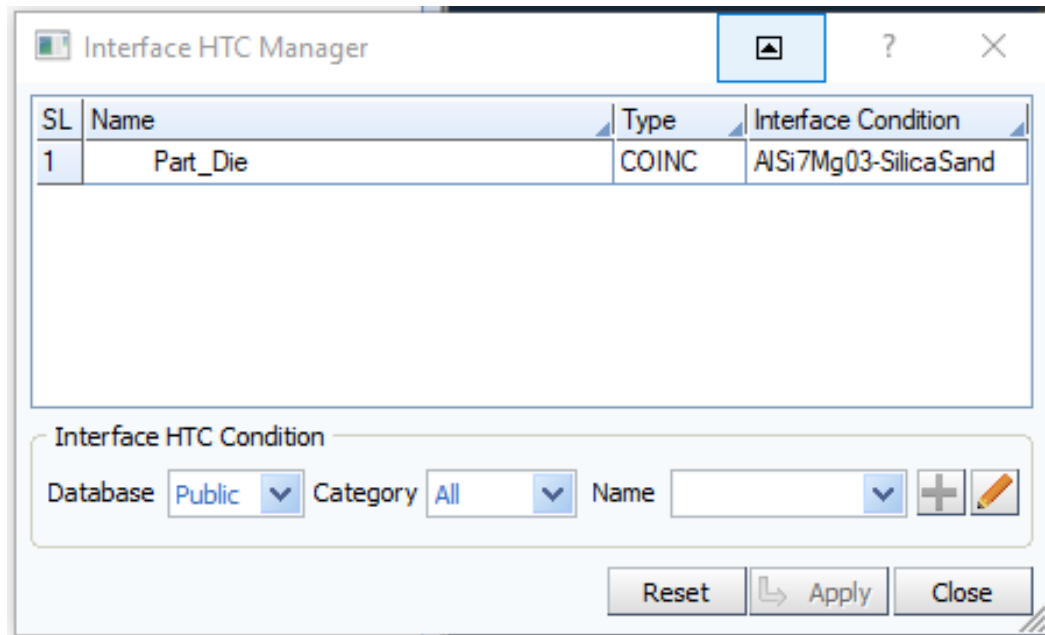


Figura 68 – Definição das interfaces.

Relativamente aos restantes parâmetros, mantiveram-se os parâmetros pré-definidos do software, com a exceção do critério de Niyama que se definiu como sendo 0,9 e da fração mássica crítica, que se definiu como sendo 0,7 (Figura 69).

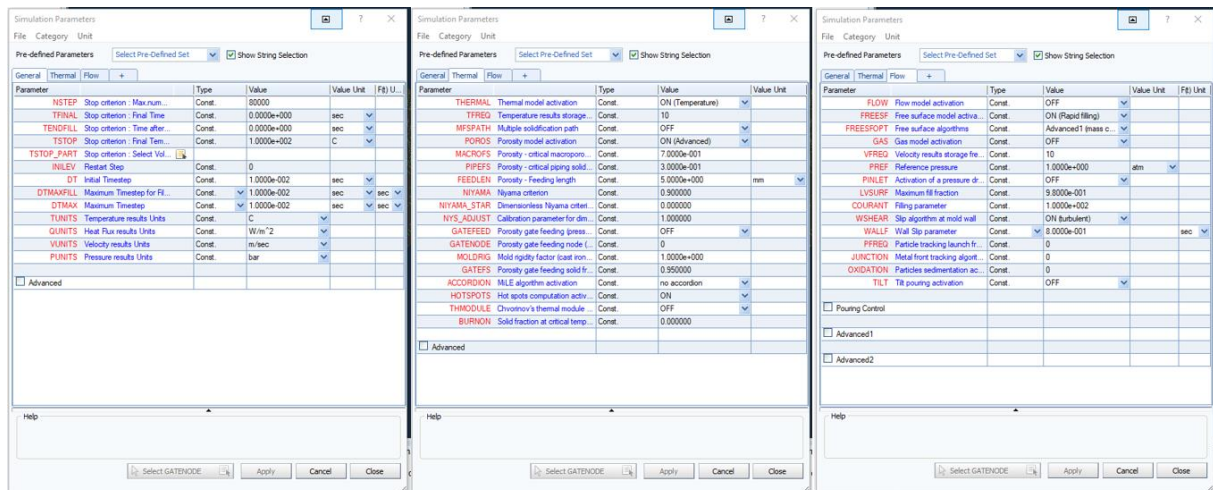


Figura 69 – Definição dos vários parâmetros, tais como o critério de Niyama e fração mássica sólida.

### 3.3.2 Vazamento com Sistema de Gitagem Projetado

O objetivo do vazamento com o sistema de gitagem projetado de acordo com as regras gerais é de verificar se as peças têm abatimento na parte central e verificar o teor de porosidades.

O sistema de gitagem e de alimentação da última simulação foi feito por estereolitografia oca e enchido com resina. Este sistema de gitagem foi escolhido para vazamento pois as dimensões projetadas deste foram amplamente aumentadas em relação às regras e, em termos de resultados de simulação, este *design* foi o que apresentava melhor solidificação e queria-se verificar se na realidade este sistema de gitagem projetado iria ou não apresentar abatimento superficial.

O processo consiste, então, em colocar o meio molde inferior na meia moldação inferior e posteriormente coloca-se pó de talco (pó de apartação) para criar uma camada intermediária entre areia e metal, visando facilitar a desmoldação da peça. Depois é deitada a areia na meia moldação, previamente preparada, seguindo-se da calcação da mesma. Faz-se o mesmo procedimento para a meia moldação que sobra, e colocam-se as moldações uma em cima da outra. Quando a areia estiver firme, procede-se à desmoldação do molde.

Na **Figura 70** está representada a meia moldação inferior com o respetivo molde e com o molde desmoldado.



**Figura 70** – Moldações do sistema de gitagem dimensionado para vazamento. **a)** Meia moldação inferior ainda sem a areia; **b)** Meia moldação inferior com a areia já compactada.

Na **Figura 71** está representada a meia moldação superior, com os respetivos moldes dos elementos do sistema de gitagem.



**Figura 71** - Moldações do sistema de gitagem dimensionado para vazamento. **a)** Moldação superior ainda sem a areia; **b)** Moldação completa com a areia já compactada.

Um dos vazamentos irá ter um arrefecedor no centro da peça, tal como mostra a **Figura 72**.



**Figura 72** – Moldação superior com arrefecedor.

### 3.3.2.1 Preparação da areia

A areia necessita de ser preparada e é necessário adicionar um ligante e misturar tudo num misturador. A areia utilizada foi uma areia auto-secativa de silicato de sódio e éster.

A moldação inferior tinha 40 kg de areia com 1,56 kg de silicato de sódio (3,9% do peso da areia) e catalisador total de 0,234 kg (15% do peso do silicato de sódio) (**Tabela 11**).

A moldação superior tinha 50 kg de areia com 1,950 kg de silicato de sódio e o catalisador total tinha 0,2925 kg (**Tabela 12**).

**Tabela 11** – Componentes da preparação da areia para a meia moldação inferior.

<b>Dimensão da caixa de moldação</b>	<b>400 x 500 x 120 mm</b>	
<i>Massa de areia</i>	40 kg	
<i>Silicato de sódio</i>	3,9 % do peso da areia 1,56 kg	
<i>Catalisadores</i>	15 % do peso do silicato de sódio 234 g	70% lento => 163 g
		30% rápido => 70 g

**Tabela 12** - Componentes da preparação da areia para a meia moldação superior.

<b>Dimensão da caixa de moldação</b>	<b>400 x 500 x 170 mm</b>	
<i>Massa de areia</i>	50 kg	
<i>Silicato de sódio</i>	3,9 % do peso da areia 1,95 kg	
<i>Catalisador</i>	15 % do peso do silicato de sódio 292,5 g	70% lento => 204,75 g
		30% rápido => 87,75 g

### 3.4 VAZAMENTO EM TIPOS DE AREIAS DIFERENTES

O tipo de areia utilizada pela SKELT é uma areia siliciosa, cujas propriedades se desconhecem, com designação comercial de areia digital (**Figura 73**). Não é necessário adicionar nenhum ligante, basta apenas calcar a areia. O objetivo deste subcapítulo é comparar a percentagem de vazios presentes em peças vazadas com duas areias diferentes, a areia digital (SKELT) e areia auto-secativa de silicato de sódio e éster (INEGI).



**Figura 73** – Areia utilizada nos vazamentos pela SKELT, designada comercialmente por areia digital.

De forma idêntica ao processo descrito na secção 3.3.2.1, os parágrafos seguintes descrevem a preparação da areia utilizada pelo INEGI.

A moldação superior tinha 50 kg de areia com 1,950 kg de silicato de sódio (3,9% do peso da areia) e o catalisador total tinha 0,288 kg (14,8% do peso do silicato).

A moldação inferior tinha 35 kg de areia com 1,360 kg de silicato de sódio e catalisador total de 0,201 kg.

A **Tabela 13** e a **Tabela 14** referem os componentes da preparação da areia para ambas as moldações.

**Tabela 13** – Componentes da preparação da areia para a meia moldação superior.

<b>Massa de areia</b>	<b>50 kg</b>	
<i>Silicato de sódio</i>	3,9 % do peso da areia 1,95 kg	
<i>Catalisador</i>	14,8 % do peso do silicato de sódio 0,288 kg	50% lento => 0,144 kg
		50% rápido => 0,144 kg

**Tabela 14** - Componentes da preparação da areia para a meia moldação inferior.

<b>Massa de areia</b>	<b>35 kg</b>	
<i>Silicato de sódio</i>	3,9 % do peso da areia 1,36 kg	
<i>Catalisador</i>	14,8 % do peso do silicato de sódio 0,201 kg	50% lento => 0,1006 kg
		50% rápido => 0,1006 kg

O processo de moldação é igual ao mencionado no ponto 3.3.2. Tem-se então as placas molde das duas meias moldações (**Figura 74**) que irão ser preenchidas com a areia previamente preparada (**Figura 75**), sendo vazada então a liga AlSi7Mg0,6 (**Figura 76**).



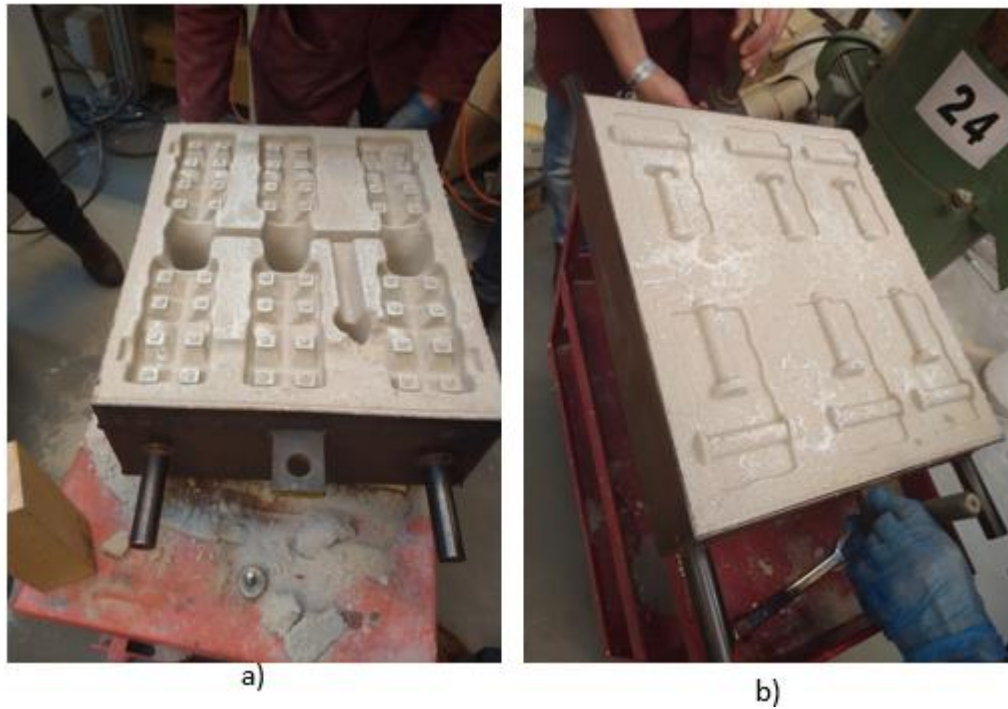
a)



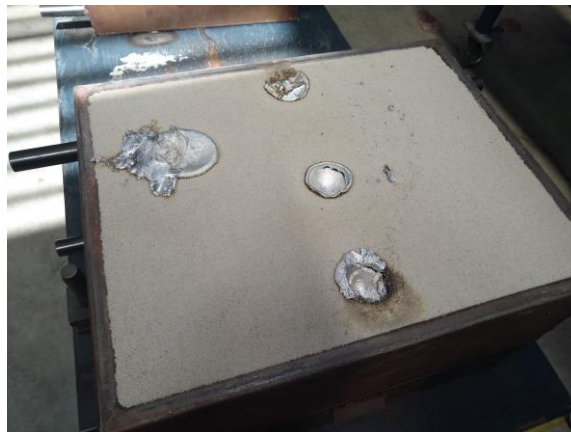
b)

**Figura 74** – Placas molde da Skelt. **a)** Placa molde superior; **b)** Placa molde inferior.





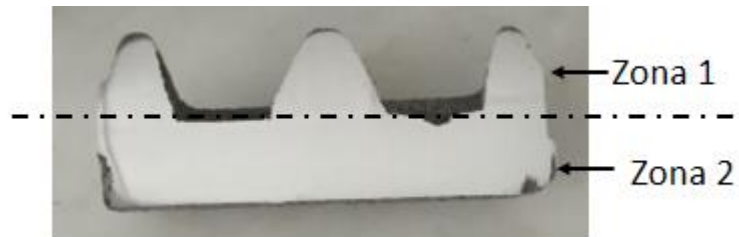
**Figura 75** – Meias moldações já com a areia calcada: **a)** Meia moldação superior; **b)** Meia moldação inferior.



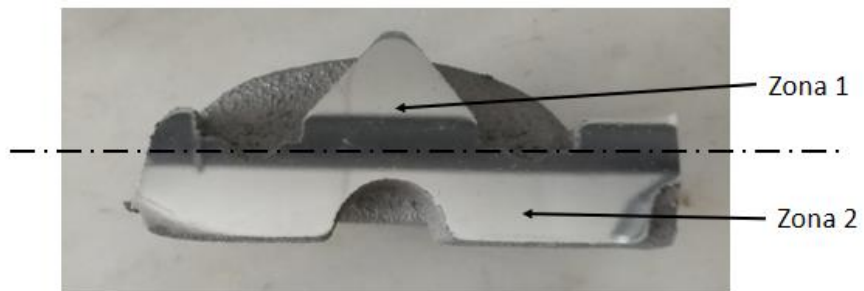
**Figura 76** – Moldação com a liga já vazada na areia utilizada pelo INEGI.

De forma a poder-se comparar o tipo de areia, mediu-se a porosidade das peças vazadas quer com uma quer com outra areia. As zonas a analisar estão descritas na **Figura 77** e na **Figura 78**.





**Figura 77** – Peça cortada e polida para análise de porosidades, que será designada por P1.



**Figura 78** – Peça cortada e polida para análise de porosidades, que será designada por P2.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo irá abordar os resultados obtidos do trabalho experimental e a discussão dos mesmos.

### 4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Da verificação da composição química da liga AlSi7Mg0,6 vazada pela SKELT, conforme está descrito na **Tabela 15**, verifica-se que o teor de magnésio é inferior ao especificado na norma ISO 3522. Os valores entre parêntesis na **Tabela 15** correspondem às composições de lingotes onde diferem dos valores das peças vazadas.

**Tabela 15-** Comparação entre a composição química da liga AlSi7Mg0,6 da SKELT com a norma ISSO 3522.

	Símbolo Químico	AlSi7Mg0,6 Skelt	AlSi7Mg0,6 ISO 3522
Composição química, % (fração mássica)	Al	92,2	Restantes
	Si	7,17	6,5 a 7,5
	Fe	0,126	0,19 (0,15)
	Cu	0,0199	0,05 (0,03)
	Mn	0,0044	0,10
	Mg	0,263	0,45 a 0,70 (0,50 a 0,70)
	Ni	0,0051	-
	Zn	0,0040	0,07
	Pb	0,0019	-
	Sn	0,0004	-
	Ti	0,161	0,08 a 0,25 (0,10 a 0,18)
	Outros <sup>5</sup> Total	0,0855	0,10

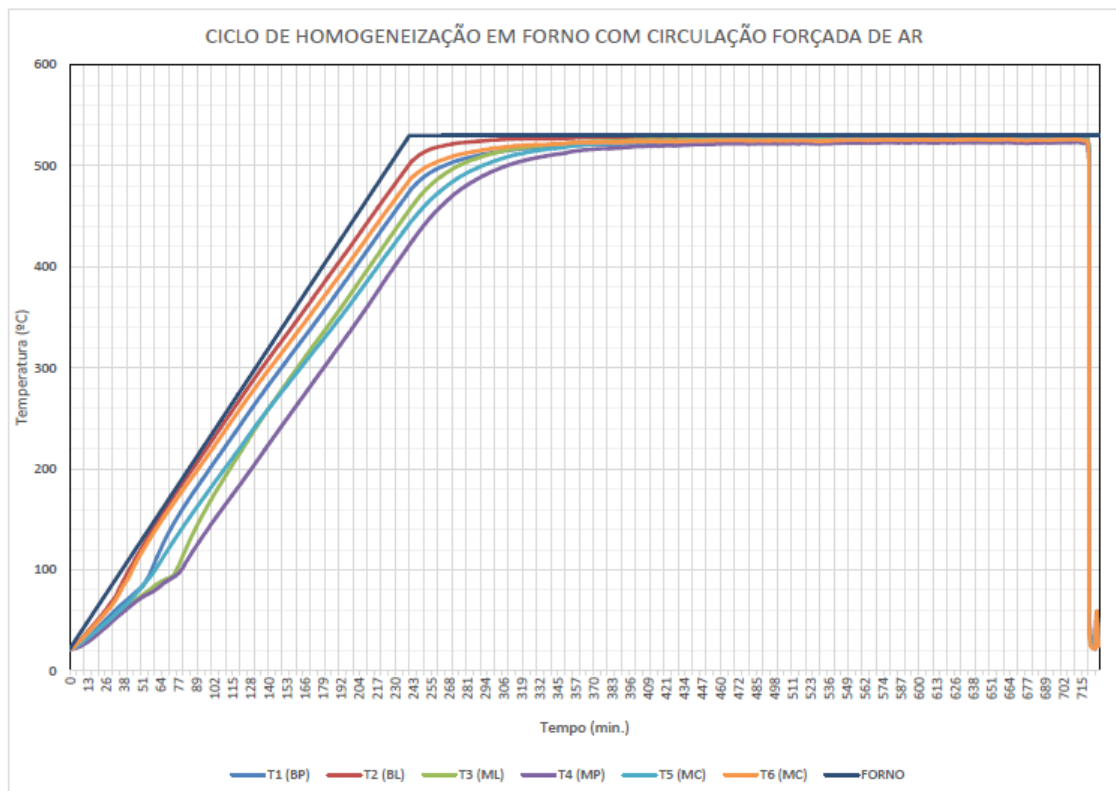
<sup>5</sup> “Outros” não inclui elementos modificados ou refinados tais como Na, Sr, Sb ou P

A composição química não corresponde às especificações por falta de magnésio. A presença de magnésio faz com que a liga se torne mais resistente, pois este em conjunto com o silício forma a fase de endurecimento  $Mg_2Si$ , conforme foi referido na secção 2.1.

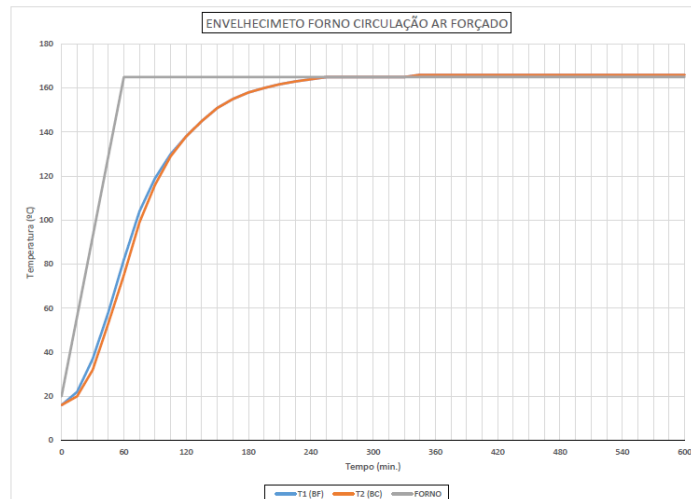
## 4.2 TRATAMENTO TÉRMICO

No tratamento térmico, os resultados obtidos são relativos às propriedades mecânicas e microporosidades antes e depois do tratamento térmico, que consistiu em realizar um tratamento de homogeneização de 8 horas a 540°C seguido de um envelhecimento de 6 horas a 155°C.

Como se pode constatar da **Figura 79** e da **Figura 80**, há uma grande homogeneidade de temperaturas de homogeneização e de envelhecimento, porém com um grande atraso no tempo que demora a atingir as temperaturas programadas, neste caso demora 2 horas na homogeneização a atingir os 540°C e demora 3 horas no envelhecimento a atingir os 155°C. Isto significa que os tempos de estágio reais são inferiores aos programados, o que pode ser um aspeto negativo nos resultados dos tratamentos térmicos. Este atraso deve-se às características do forno e das cargas.



**Figura 79** – Resultado do ensaio instrumentado do tratamento térmico de homogeneização..



**Figura 80** – Resultado do ensaio instrumentado do tratamento térmico de envelhecimento.

Para uma melhor observação dos gráficos, ver Anexo D.

#### 4.2.1 Caracterização das Propriedades Mecânicas

A norma utilizada para termo de comparação das propriedades mecânicas das ligas AlSi7Mg foi a norma EN 1876, que pode ser consultada no Anexo A. A **Tabela 16** e a **Tabela 17** mostram os resultados das propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6 utilizada pela SKELT, antes e depois do tratamento térmico, respetivamente.

**Tabela 16** – Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6 da SKELT antes do tratamento térmico no estado bruto de vazamento.

	Tensão de Rotura $R_m$ MPa	Tensão Limite de elasticidade $R_{p0,2}$ MPa	Extensão após rotura A %
Norma EN 1876	140 a 220	80 a 140	2 a 6
Estado Bruto de Vazamento	126	86	2

Ora, antes do tratamento térmico, a tensão de rotura está abaixo dos valores de referência. No entanto, em termos de tensão limite de elasticidade e de ductilidade os valores estão dentro dos limites. Estão, porém, muito longe dos valores desejáveis, uma vez que estão muito perto dos limites mínimos e por qualquer motivo poderão sair fora destes muito facilmente.

**Tabela 17** - Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,6 da SKELT depois do tratamento térmico T6.

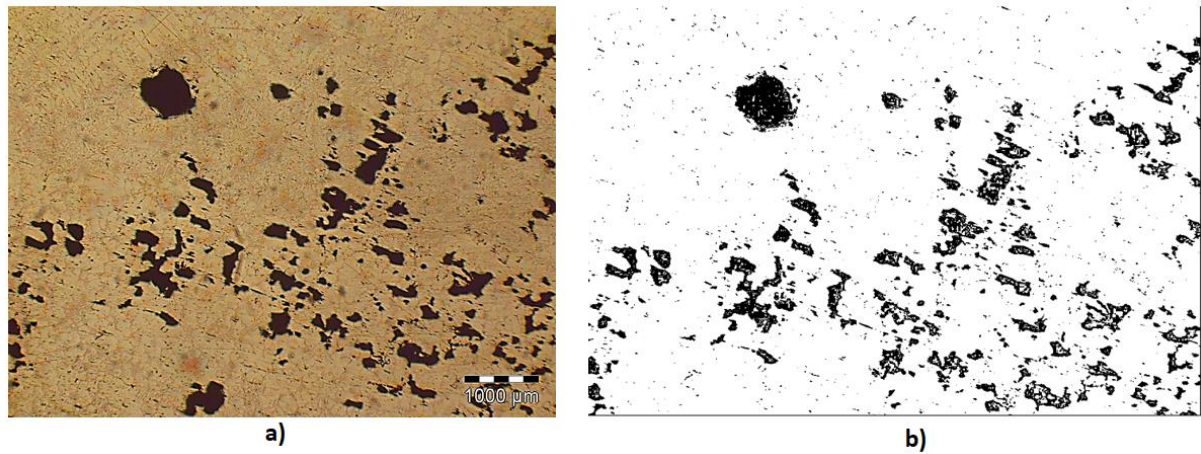
	Tensão de Rotura $R_m$ MPa	Tensão Limite de elasticidade $R_{p0,2}$ MPa	Extensão após rotura A %
Norma EN 1876	250 a 320	210 a 280	1 a 2
Ensaio 1	227	221	1
Ensaio 2	230	229	1
Ensaio 3	211	201	0,1
Ensaio 4	240	232	1
Média	227	221	0,7
Desvio padrão	12,03	13,96	0,4

Depois do tratamento térmico, as peças respondem em tensão limite de elasticidade, com exceção do ensaio 3, passando de 86 MPa (estado bruto de vazamento) para valores entre os 220 MPa e 230 MPa. Porém, em todos os ensaios de tração, as peças não correspondem em tensão de rotura passando de 126 MPa para um máximo de apenas 240 MPa, não sendo suficiente. A causa mais provável é uma percentagem de ferro mais elevada e também a existência de defeitos microestruturais. Em termos de ductilidade, salvo uma anomalia no ensaio 3, todas as peças respondem em ductilidade.

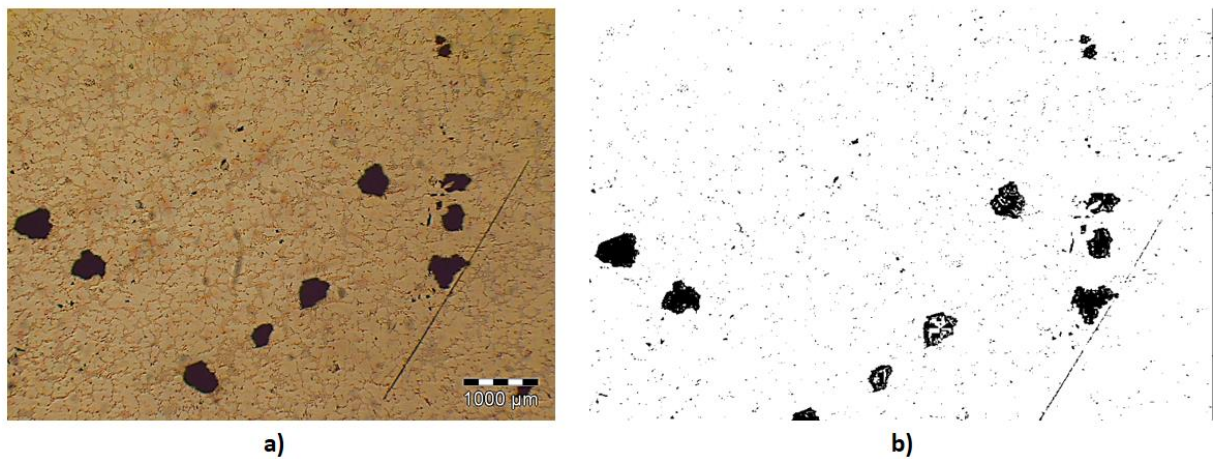
#### 4.2.2 Medição de Porosidades

Interessa analisar a porosidade numa maior área possível e numa menor ampliação possível, pelo que serão analisadas amostras com uma ampliação de 23 vezes. Neste capítulo compara-se uma área, a área 1, das peças 1 e 2 com e sem tratamento térmico (**Figura 81** e **Figura 82**). As imagens das restantes análises estão na **Tabela 26** no Anexo E.

Nestas ligas vazadas em areia, é considerada admissível uma percentagem de cerca de 1,2% a 1,5% de porosidades/microrrechupes, tal como foi referido na secção 2.2.6.1. Tanto na **Figura 81** como na **Figura 82** podemos observar que há uma percentagem elevada de porosidades e microrrechupes, cerca de 9,3% numa peça sem tratamento térmico e cerca de 3,1% numa outra peça com tratamento térmico.



**Figura 81 - a)** Microestrutura da peça 1, área 1, sem tratamento térmico, com ampliação 23x; **b)** Percentagem de vazios na ordem dos 9,3%.



**Figura 82 - a)** Microestrutura da peça 1 com tratamento térmico, com ampliação 23x; **b)** Percentagem de vazios na ordem dos 3,1%.

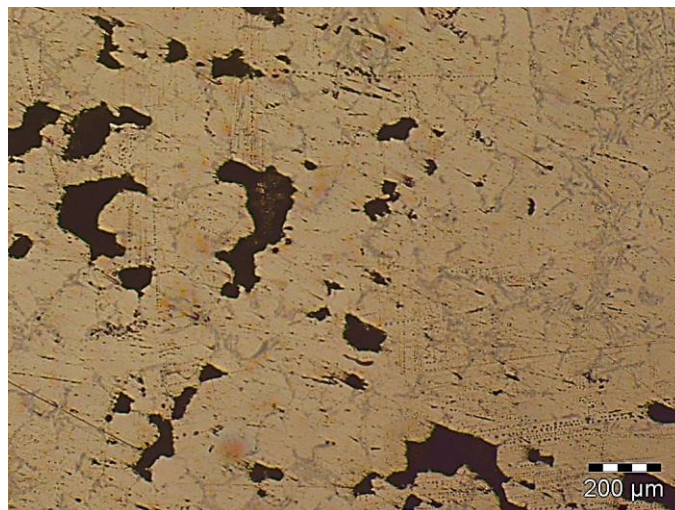
Relativamente à designação das peças descritas na **Tabela 18**, P1 ou P2 designa o número da peça, o C ou S significa com tratamento térmico e sem tratamento térmico, respetivamente, o A designa a área que foi analisada e o 23x significa a ampliação que foi utilizada, neste caso, foi utilizada uma ampliação de 23 vezes.



**Tabela 18** - Resultados da medição da percentagem de porosidades presentes nas peças, com e sem tratamento térmico.

Designação	Porosidades (%)
P1_C_23x	3,1%
P1_A1_S_23x_1	9,3%
P1_A1_S_23x_2	2,4%
P1_A2_S_23x_1	1,2%
P1_A2_S_23x_2	2,6%
P1_A2_S_23x_3	2,7%
P1_A3_S_23x	2,2%
P2_C_23x	3,9%
P2_A1_S_23x_1	5,2%
P2_A1_S_23x_2	3,5%
P2_A2_S_23x_1	3,7%
P2_A2_S_23x_2	4,3%
P2_A3_S_23x_1	5,2%
P2_A3_S_23x_2	3,2%

Como se pode constatar da **Tabela 18**, as percentagens de porosidades e/ou microrrechupes são elevadas. As características morfológicas dos vazios com concavidades interdendríticas apontam para microrrechupes (**Figura 83**), mas podem estar associados a porosidades gasosas que apresentam uma morfologia convexa esferóide (Puga et al. 2009), conforme se pode observar nas várias microestruturas da **Tabela 26** do Anexo E.



**Figura 83** – Microestrutura da peça 1, área 1 sem tratamento térmico, ampliada 75x.

Este excesso de porosidade poderá dever-se a vários fatores tais como excesso de água e/ou argila na areia, excesso de outros voláteis na areia, excesso de hidrogénio devido à má

desgaseificação, porosidades induzidas pela turbulência ou temperatura excessiva, tal como foi referido na secção 2.2.6.

### 4.3 DESGASEIFICAÇÃO

Os próximos subcapítulos abordam a avaliação do processo de desgaseificação com o teste de vácuo, medição de densidades e porosidades observáveis nas microestruturas.

#### 4.3.1 Medição de Densidades e Porosidades

Na **Tabela 19** está representada a média da medição de densidades das amostras do teste de vácuo.

**Tabela 19** – Densidades das amostras de diferentes cadinhos da visita de 14 Março 2017, medidas na SKELT.

L7 10/3						
	A1	A2	B1	B2	C1	C2
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	2,65	2,66	2,65	2,66	2,66	2,66

Na **Tabela 20** está representada a média das medições da massa das amostras em água e em ar e suas densidades.

**Tabela 20** – Densidades das amostras de diferentes cadinhos da visita de 14 Março 2017, medidas no INEGI.

L7 10/3						
	A1	A2	B1	B2	C1	C2
Massa em ar (g)	48,06	67,81	106,38	121,30	90,78	80,84
Massa em água (g)	30,13	42,54	66,45	75,82	56,72	50,60
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	2,68	2,68	2,66	2,67	2,66	2,67

Sabendo que para esta liga a densidade é de cerca de 2,68 g/cm<sup>3</sup>, verifica-se que a densidade calculada nas amostras não difere muito da que a liga deveria ter, o que é muito positivo pois não há uma grande percentagem de porosidades ligadas ao hidrogénio.

A **Tabela 21** contém os resultados de medição de porosidades das amostras e a **Tabela 22** contém os resultados das peças de sucata. Tanto as amostras como as peças tiveram uma ampliação de 23x. As imagens da microestrutura e percentagem de porosidades mais completa está na **Tabela 27** no Anexo F. Relativamente à designação utilizada, A1, A2, B1, B2, C1 e C2 é a designação das amostras do teste de vácuo, S e F é a designação da peça de sucata



da SKELT e da peça da Firmago, respetivamente, e Z significa a zona da peça que foi feita a micrografia.

**Tabela 21** – Resultados da medição de porosidades das amostras do teste de vácuo.

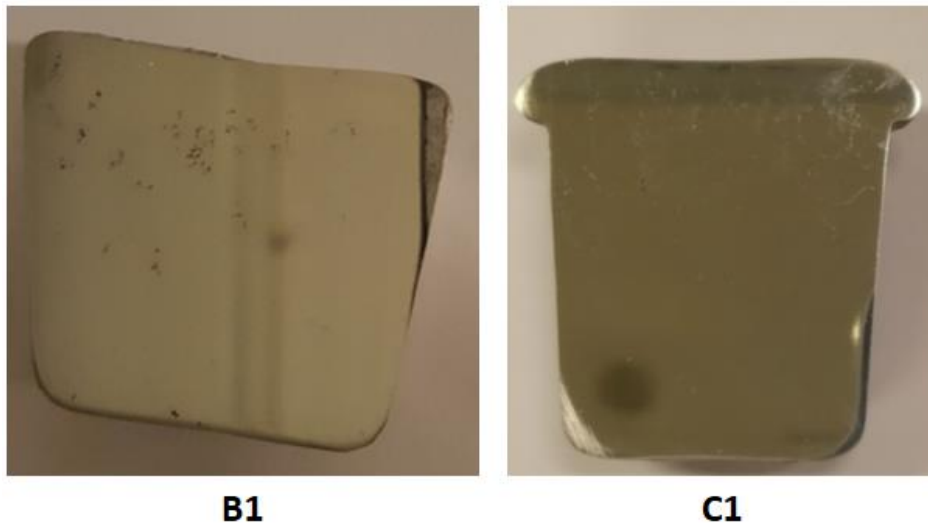
Designação	Porosidades (%)
A1_23x	0,96%
A2_23x	0,03%
B1_1_23x	6,95%
B1_2_23x	1,16%
B2_1_23x	1,34%
B2_3_23x	1,72%
C1_1_23x	2,18%
C1_2_23x	1,08%
C1_3_23x	2,21%
C2_1_23x	0,65%
C2_2_23x	0,56%

**Tabela 22** - Resultados da medição de porosidades da peça da Firmago e da peça de sucata da SKELT.

Designação	Porosidades (%)
S_Z1_23x_1	1,54%
S_Z1_23x_2	0,79%
S_Z1_23x_3	0,43%
S_Z2_23x_1	1,34%
S_Z2_23x_2	0,82%
S_Z3_23x_1	0,33%
S_Z3_23x_2	0,67%
S_Z3_23x_3	0,62%
F_Z1_23x_1	1,61%
F_Z1_23x_2	0,88%
F_Z1_23x_3	0,69%
F_Z2_23x_1	0,89%
F_Z2_23x_2	0,42%
F_Z3_23x_1	1,09%
F_Z3_23x_2	1,15%

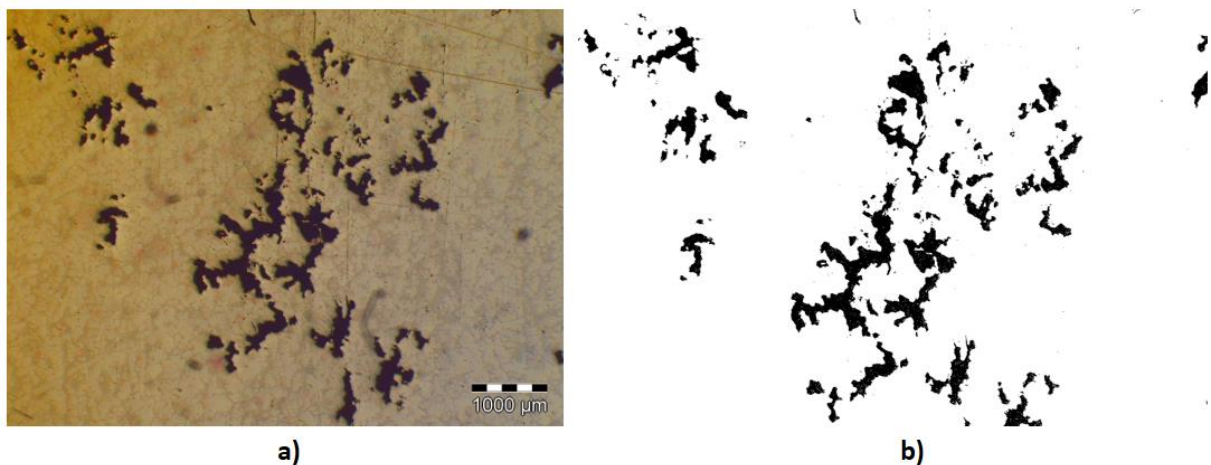
Como se pode verificar da **Tabela 21**, as percentagens de porosidades relativas às amostras do teste de vácuo estão dentro dos valores admissíveis. Como já foi referido anteriormente, para estas ligas os valores de porosidades admissíveis são de cerca de 1,2% a

1,5%. Com a exceção das amostras B1 e C1 (**Figura 84**) que têm zonas com bastantes porosidades, sendo visíveis a olho nu.



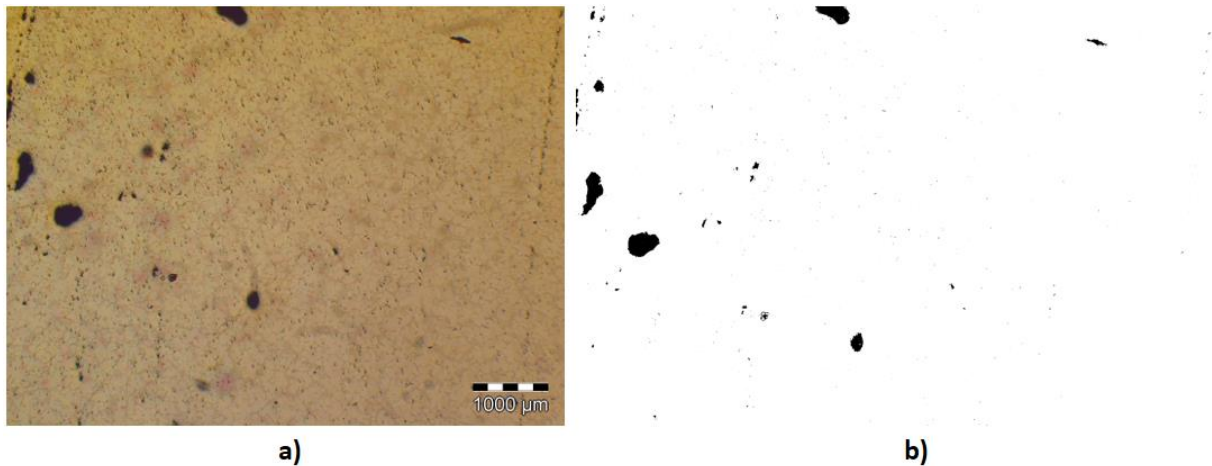
**Figura 84** – Amostras B1 e C1 onde é visível a olho nu as porosidades.

A título de exemplo, a **Figura 85** mostra a microestrutura da amostra B1, sendo possível observar que há uma percentagem elevada de microrrechupes.

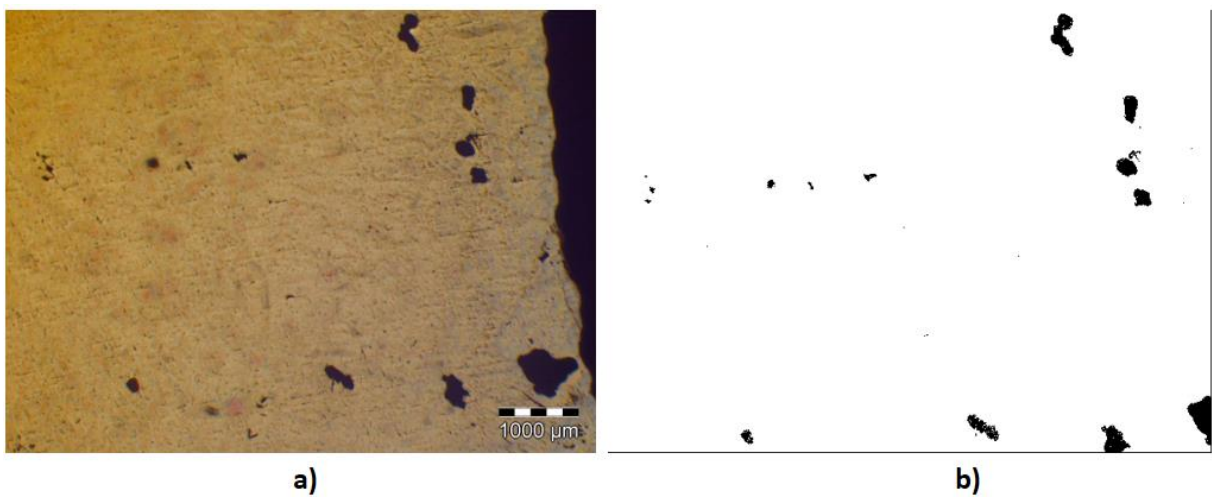


**Figura 85** - **a)** Microestrutura da amostra B1; **b)** Percentagem de vazios na ordem dos 6,95%.

Tanto a peça da Firmago (**Figura 87**) como a peça de sucata da SKELT (**Figura 86**) têm percentagens de porosidades baixas, o que leva a crer que o problema de porosidades não tenha a ver com o processo de desgaseificação.



**Figura 86 - a)** Microestrutura da peça sucata da SKELT, zona 1; **b)** Percentagem de vazios na ordem dos 0,79%.



**Figura 87 - a)** Microestrutura da peça da Firmago, zona 3x; **b)** Percentagem de vazios na ordem dos 1,15%.

## 4.4 SIMULAÇÕES

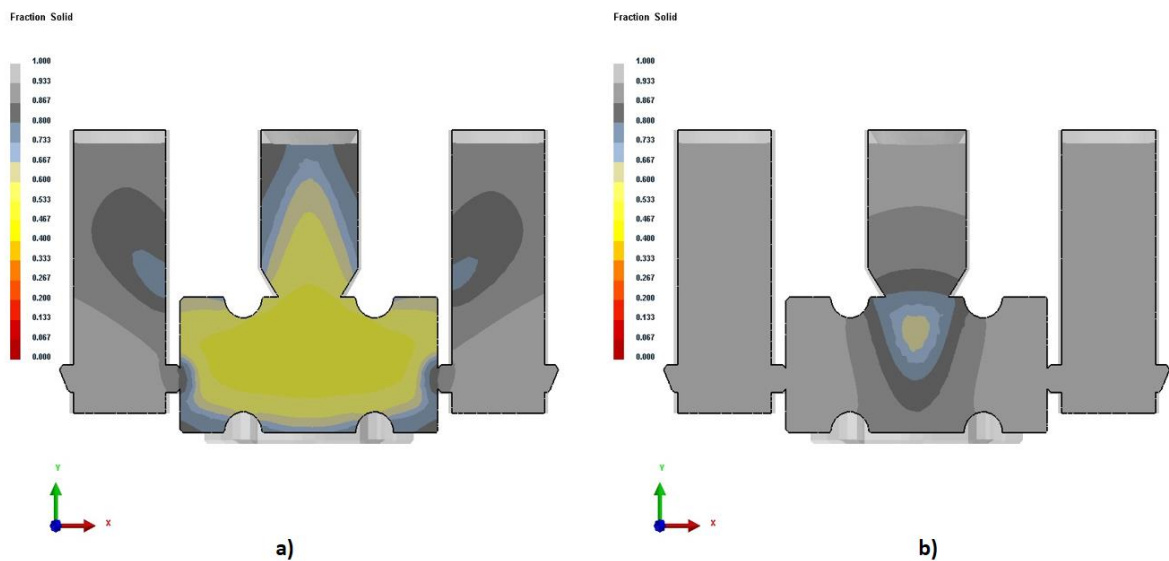
A primeira simulação revelou de facto o problema que a peça teve na realidade. No centro da peça (de maior massividade), observava-se um abatimento.

O problema do sistema de giteagem e de alimentação da SKELT, era necessariamente o facto de o colo ser demasiado fino, o que resultava na solidificação do mesmo antes da solidificação da peça. O facto de a peça ser demasiado massiva dificulta o processo de solidificação, pois os alimentadores estavam a solidificar primeiro que a peça, o que não deve acontecer, tal como está referido na secção 2.3.2.1. Os alimentadores devem ser o último elemento a solidificar de forma a que estes alimentem sempre a peça. Ora, o facto de o colo solidificar primeiro fez com que a alimentação à peça fosse cortada.

A principal vantagem das simulações é a de se poder adotar alimentadores com formas não convencionais (diferente da cilíndrica). Poder-se-ia também ter simulado o vazamento sem qualquer alimentador, de forma a poder ver os pontos quentes da peça.

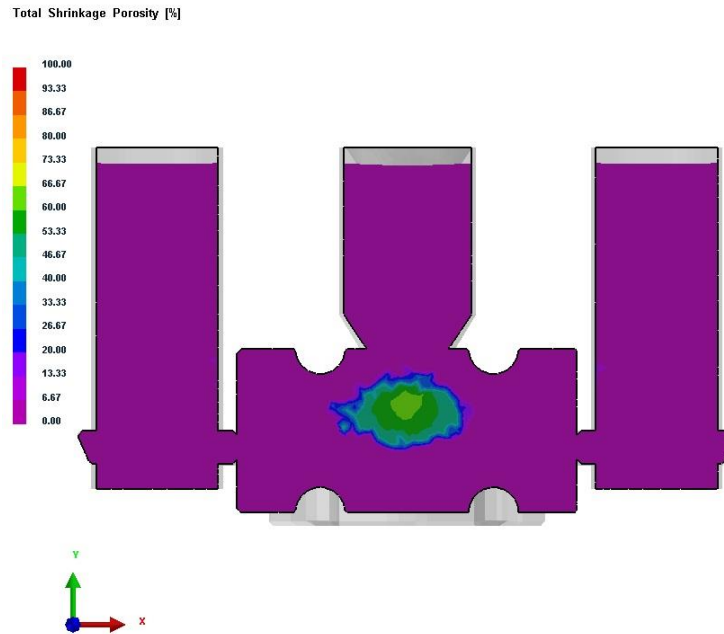
#### 4.4.1 Simulação Inicial

A **Figura 88** diz respeito à forma como o metal solidifica dentro da moldação. Já a **Figura 89** mostra o resultado da percentagem de microrrechupes que a peça poderá quando totalmente solidificada.



**Figura 88** - Solidificação da simulação inicial: **a)** Instante em que os colos solidificam primeiro que a peça; **b)** Solidificação no final da simulação.

Destes resultados, podemos ver que o colo solidifica primeiro que a peça, o que implica a que não haja uma alimentação correta. A última zona a solidificar deveria ser o alimentador, que neste caso são três. Mas como podemos verificar, até o alimentador de topo solidifica primeiro que a peça (o gradiente de cor a cinzento significa que está solidificado), estando a parte central da peça ainda bastante quente.



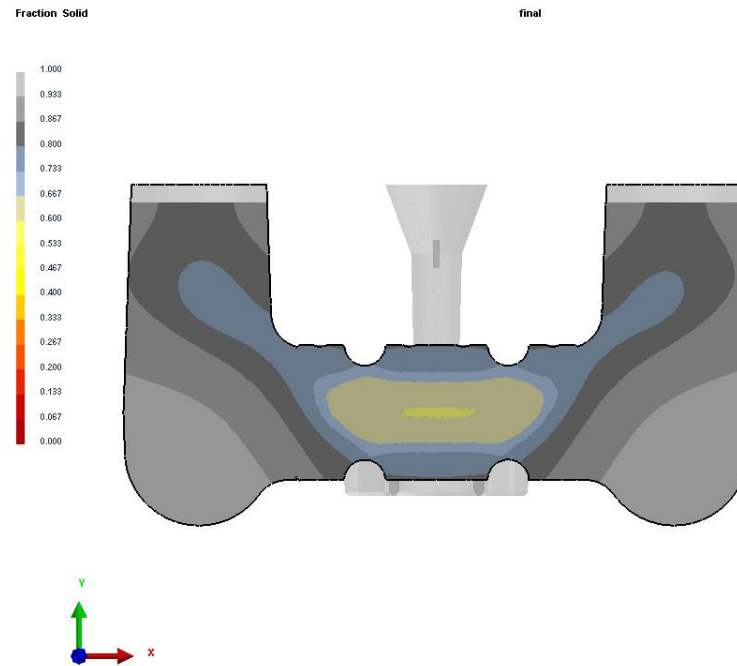
**Figura 89 – Percentagem de microrrechupes.**

Devido à má alimentação, é de se esperar que haja uma maior probabilidade de microrrechupes no centro da peça. O facto de a peça ser muito maciça também influencia o uma maior concentração de microrrechupes no centro da mesma, tal como a simulação indica (cerca de 60%).

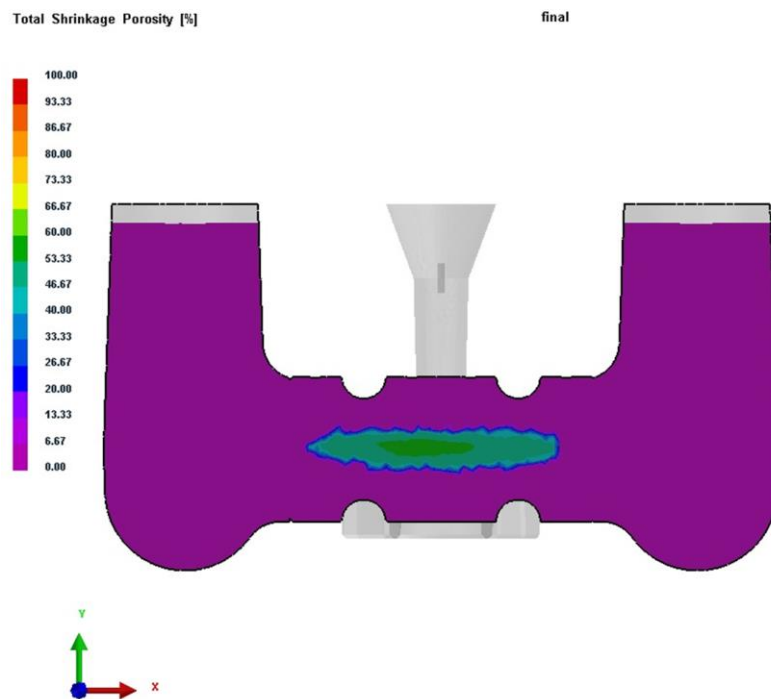
#### 4.4.2 Simulação Final

Todas as outras simulações realizadas anteriormente a esta, apresentavam resultados ligeiramente melhores relativamente à simulação inicial e resultados semelhantes aos resultados desta simulação final.

Apesar do colo ter uma secção mais larga, nesta simulação também se verifica que o colo solidifica primeiro que a peça (**Figura 90**). Com este dimensionamento, em que os alimentadores têm um volume bastante considerável e os colos têm uma área a cobrir quase toda a parte lateral da peça, seria de esperar uma redução significativa da concentração de microrrechupes. Contudo, a concentração de microrrechupes apenas reduziu cerca de 10% relativamente à simulação inicial (**Figura 91**), continuando esta percentagem de microrrechupes bastante elevada, principalmente no centro da peça.



**Figura 90 – Solidificação da simulação final.**



**Figura 91 – Percentagem de microrrechupes após total solidificação.**

Uma das soluções para este problema seria a utilização de camisas isotérmicas ou, então, acrescentar um alimentador de topo, para haver uma maior alimentação, apesar da empresa não o desejar devido aos detalhes da peça

## 4.5 VAZAMENTO COM SISTEMA DE GITAGEM PROJETADO

Relativamente ao vazamento com o sistema de gitagem projetado, interessa medir o abatimento que as peças finais apresentam e medir as porosidades das mesmas. Foram então feitos dois vazamentos em que num deles foi utilizado um arrefecedor.

### 4.5.1 Abatimento

O abatimento foi medido numa peça vazada com o sistema de gitagem projetado pela SKELT que tinha como auxiliar um arrefecedor (bloco retangular de aço) e foi medido também nas peças cujo sistema de gitagem foi projetado de acordo com as regras de gitagem. A **Figura 92** explicita as peças em que foram medidos os abatimentos.



**Figura 92** – Peças vazadas na SKELT e INEGI para medição de abatimento na parte superior das peças.

Há uma peça da SKELT em que não foi medido o abatimento, uma vez que foi utilizado um alimentador de topo e era de difícil medição, não sendo também muito visível.

A **Tabela 23** contém a medição do abatimento nas peças vazadas em sistemas de gitagem projetados de forma diferente, sendo este bastante perceptível (**Figura 93**).





**Figura 93** – Abatimento visível na peça.

**Tabela 23** – Abatimento das peças vazadas em sistemas de gitagem diferentes.

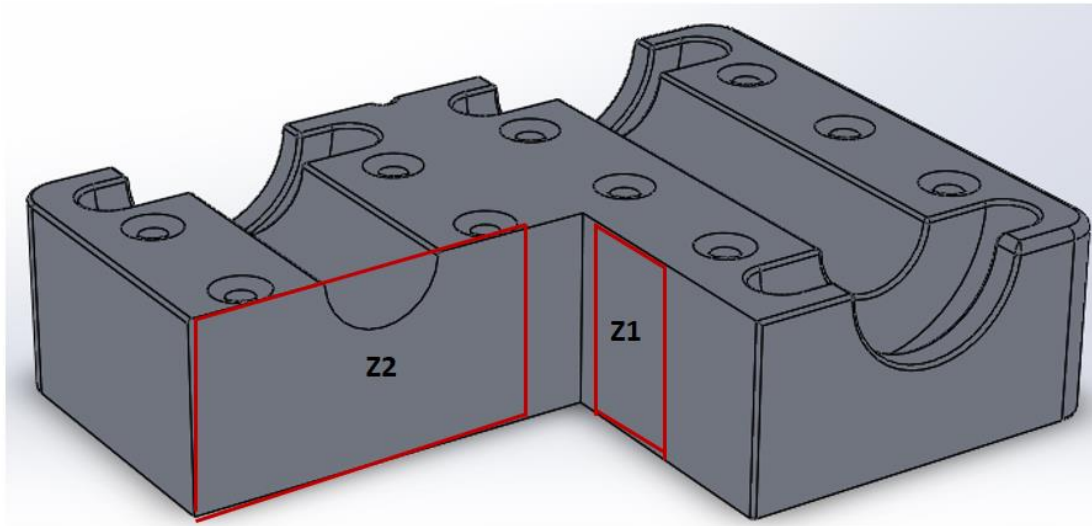
Peça	Abatimento (mm)
2 SKELT com arrefecedor	7,3 mm
1 INEGI sem arrefecedor	4,1 mm
2 INEGI com arrefecedor	4,8 mm

Como se pode constatar, o abatimento reduziu quase para metade, sendo maior quando é utilizado um arrefecedor. No entanto, era suposto não haver nenhum abatimento. A solução passaria por um terceiro alimentador de topo, pois esta peça é demasiado massiva.

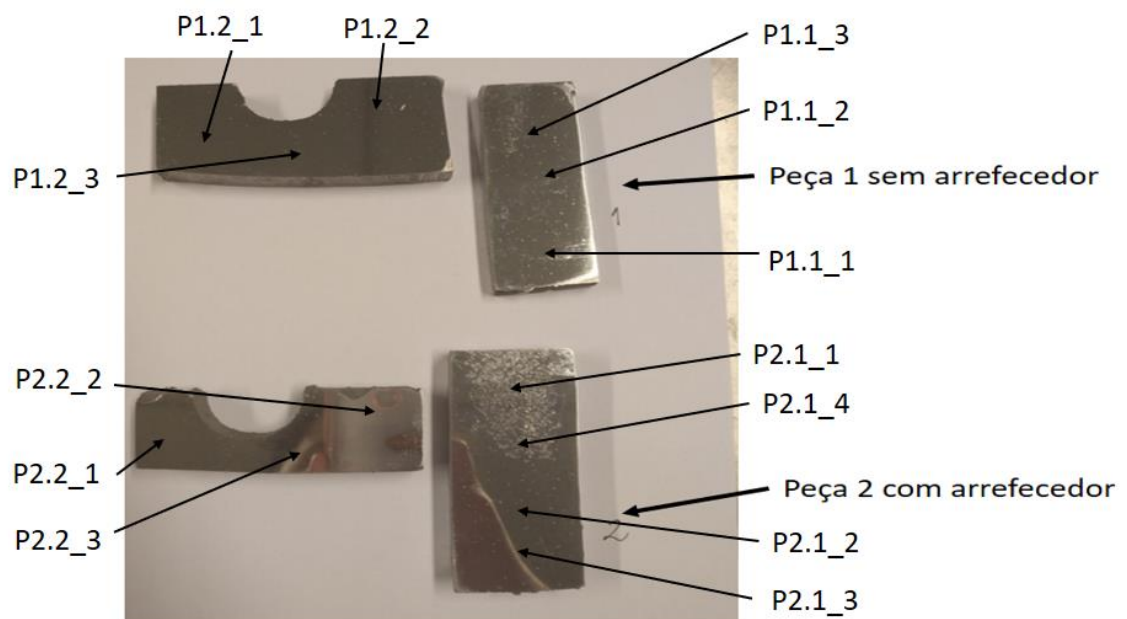
#### 4.5.2 Porosidades

Para medição de porosidades foram feitos dois cortes transversais na peça, tal como mostra a **Figura 94**. As diferentes zonas de medição de cada peça estão esquematizadas na **Figura 95**. Na **Tabela 24** estão os resultados da medição de porosidades resultantes do vazamento utilizando último sistema de gitagem e alimentação dimensionado. Para ver a microestrutura consultar a **Tabela 28** no Anexo G. Relativamente à designação das peças, tem-se que P1.1 é a peça 1 secção retangular e que P1.2 é secção que contém o semicírculo da peça 1, processando-se o mesmo para a peça 2. As micrografias foram tiradas com uma ampliação de 23 vezes.





**Figura 94** – Cortes transversais da peça para medição de porosidades.

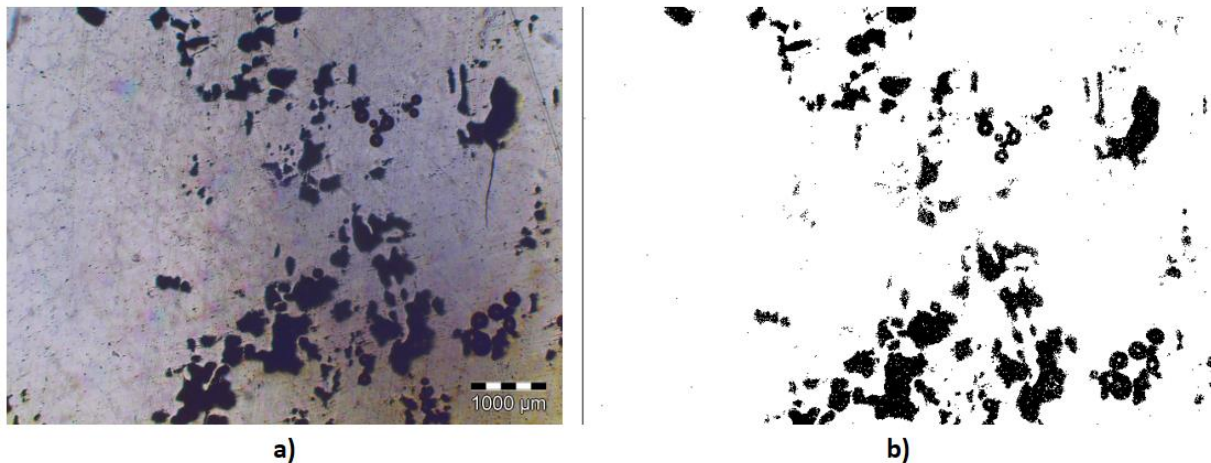


**Figura 95** – Corte das peças vazadas com e sem arrefecedor para posterior análise de percentagem de vazios.

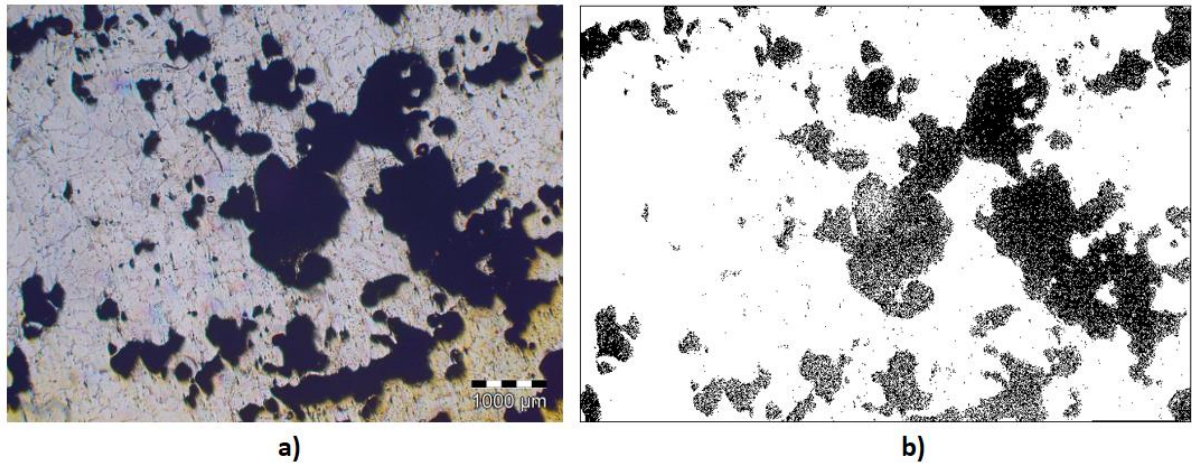
**Tabela 24-** Resultados da medição de porosidades resultantes do vazamento utilizando último sistema de gitagem e alimentação dimensionado.

Designação	Porosidades (%)
P1.1_1	1,87%
P1.1_2	12,14%
P1.1_3	9,93%
P1.2_1	1,85%
P1.2_2	2,76%
P1.2_3	0,77%
P2.1_1	20,58%
P2.1_2	2,11%
P2.1_3	1,68%
P2.1_4	19,67%
P2.2_1	0,96%
P2.2_2	8,30%
P2.2_3	6,30%

Tal como é visível na **Figura 95**, há zonas visíveis que contêm porosidades e, de facto, a análise microestrutural revela isso mesmo. Como se verifica na **Figura 96** e na **Figura 97**, há uma percentagem muito grande de microrrechupes, por exemplo, na peça que contém o arrefecedor o número de vazios chega aos 20%. Esta percentagem elevada de porosidades já seria de esperar, tal como previsto na simulação final.



**Figura 96 – a)** Microestrutura da peça 1, secção 1; **b)** Percentagem de vazios na ordem dos 9,93%.



**Figura 97 – a) Microestrutura da peça 2, secção 1; b) Percentagem de vazios na ordem dos 20,58%.**

## 4.6 VAZAMENTO EM TIPOS DE AREIAS DIFERENTES

Este tipo de areia é utilizada pela SKELT por uma questão prática, ou seja, não é necessário adicionar nenhum ligante nem ter uma estação de tratamento, basta apenas comprar a areia e depois calcá-la. Não existe informação acerca da areia digital. Sabe-se que é uma areia de sílica, com uma certa percentagem de água, argila e óleo. Esta areia, sendo muito plástica e muito fina, exige muita água (óleo) e outros aditivos, que conduzem a uma libertação gasosa ( $H_2O$ ,  $CO_2$  e  $CO$ ) excessiva e a uma baixa permeabilidade. Esta areia é apenas recomendada para utilizações artísticas de alta capacidade de detalhe.

De facto, a areia da SKELT mostrou-se ser mais compacta que a do INEGI, não permitindo a fuga dos gases do vazamento, resultando numa maior percentagem de porosidades presentes nas peças. Apesar de haver uma maior porosidade com a areia digital, na verdade esta permite obter um acabamento muito melhor quando comparada com a areia auto-secativa com silicato de sódio e éster, tal como se pode observar na **Figura 98** e na **Figura 99**.



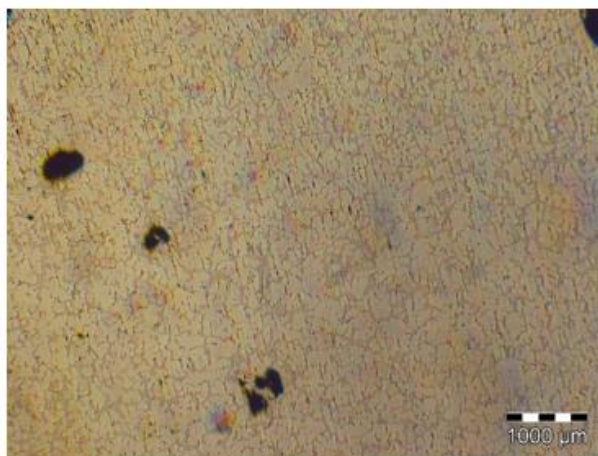
**Figura 98 – Peça vazada com uma moldação de areia digital.**



**Figura 99** - Peça vazada com uma moldação de areia auto-secativa.

A percentagem de porosidades do vazamento com moldação de areia digital está considerada na secção 4.2.2.

Tal como se pode verificar na **Figura 100**, verifica-se uma redução significativa da percentagem de porosidades quando é feito o vazamento em areia auto-secativa.



**a)**



**b)**

**Figura 100** - Microestrutura da peça 1, zona 1, sem tratamento térmico; **b)** Percentagem de vazios na ordem dos 0,7%.

A **Tabela 25** contém a percentagem de porosidades das peças que foram vazadas numa moldação de areia auto-secativa, e as imagens respetivas estão na **Tabela 29** no Anexo H. Relativamente à designação apresentada, P1 e P2 são as peças que foram para analisar, Z

designa a zona da peça que foi analisada, e 23x significa que a micrografia foi tirada com uma ampliação de 23 vezes.

**Tabela 25** – Percentagem de porosidades presentes nas peças vazadas em areia auto-secativa.

Designação	Porosidades (%)
P1_Z1_23x_1	0,7%
P1_Z1_23x_2	0,7%
P1_Z1_23x_3	0,7%
P1_Z2_23x_1	0,5%
P1_Z2_23x_2	0,1%
P1_Z2_23x_3	0,1%
P2_Z1_23x	0,6%
P2_Z2_23x_1	0,1%
P2_Z2_23x_2	0,4%

De facto, a percentagem de porosidades, quer sejam porosidades gasosas quer sejam microrrechupes diminui de quase cerca de 3%, para a ordem dos 0,7%. Neste caso, compensa utilizar areia auto-secativa para diminuir as porosidades ficando, contudo, o acabamento da peça comprometido.



## 5. CONCLUSÃO

---

A liga utilizada, liga AlSi7Mg0,6, não é aconselhada para o vazamento em areia porque no estado bruto de vazamento (raramente se usa), as propriedades são iguais às da liga AlSi7Mg0,3, enquanto que no estado tratado é um pouco mais resistente, mas menos dúctil. Além de esta liga se tornar dispendiosa, é difícil de fundir sem microrrechupes inferiores a 1,5%.

Existe uma alta percentagem de porosidades/microrrechupes, afetando negativamente todas as propriedades em termos de falta de secção resistente e em termos de concentração de tensões. O processo de degaseificação da empresa parece estar a funcionar bem, pois as percentagens de porosidades presentes nas amostras do teste de vácuo não eram assim significativas.

O tratamento térmico foi realizado de uma forma tecnicamente correta em termos de homogeneidade de temperaturas e corretas função de programação. O tratamento térmico não deve ser alterado para obter melhor resistência e ductilidade, uma vez que o problema maior e mais difícil de resolver está na microestrutura de base (excesso de microporosidades), sendo mais difícil de corrigir.

Relativamente à peça simulada e dimensionada, o problema que se verificou foi que os colos dos alimentadores solidificavam primeiro que a peça, o que leva a uma maior percentagem de porosidades devido à falta de alimentação. Apesar da empresa não querer utilizar um alimentador de topo devido aos detalhes da peça, a solução passaria por esse caminho, pois a área dos colos e dos próprios alimentadores já foram aumentados consideravelmente.

A simulação com o software ProCast, no estado de utilização que se encontra no INEGI, por falta de experiência, não permite prever os abatimentos verificados, mas no futuro, com uma maior experiência do operador, vai permitir prever um tipo de contrações na solidificação.

Em termos comparativos, a areia digital não permite um bom escape dos voláteis do vazamento, pois é pouco permeável, o que provoca uma percentagem elevada de porosidades nas peças. A solução passará por utilizar uma areia sintética com humidade controlada, o que poderá implicar mudanças muito complicadas na empresa.

## REFERÊNCIAS

---

- Ammar, HR, AM Samuel e FH Samuel. 2008. "Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys". *Materials Science and Engineering: A* no. 473 (1):65-75.
- Campbell, John. 2015a. "Chapter 10 - The 10 Rules for Good Castings". Em *Complete Casting Handbook (Second Edition)*, 535-638. Boston: Butterworth-Heinemann. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780444635099000108>.
- . 2015b. "Chapter 11 - Filling System Design Fundamentals". Em *Complete Casting Handbook (Second Edition)*, 641-656. Boston: Butterworth-Heinemann. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B978044463509900011X>.
- . 2015c. "Chapter 12 - Filling System Components". Em *Complete Casting Handbook (Second Edition)*, 657-745. Boston: Butterworth-Heinemann. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780444635099000121>.
- . 2015d. "Chapter 13 - Filling System Design Practice". Em *Complete Casting Handbook (Second Edition)*, 747-766. Boston: Butterworth-Heinemann. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780444635099000133>.
- Cao, X e J Campbell. 2005. "Oxide inclusion defects in Al-Si-Mg cast alloys". *Canadian metallurgical quarterly* no. 44 (4):435-448.
- Carlson, Kent D, Richard A Hardin, Shouzhu Ou e Christoph Beckermann. 2002. "Development of new feeding-distance rules using casting simulation: Part I. Methodology". *Metallurgical and Materials transactions B* no. 33 (5):731-740.
- Chalekar, AA, AA Somatkar e SS Chinchankar. 2015. "Designing of Feeding System for Investment Casting Process—A Case Study". *Journal of Mechanical Engineering and Automation* no. 5 (3B):15-18.
- Cziegler, A. K., T. Pabel, D. Habe e P. Schumacher. 2017. "Evaluation of the effect of artificial re-gassing of aluminium melts after ultrasonic treatment". *International Journal of Cast Metals Research* no. 30 (1):30-33.
- Davis, Joseph R. 1993. *Aluminum and aluminum alloys*. ASM Specialty Handbook. Materials Park, OH: ASM International.
- de Obaldia, E Escobar e SD Felicelli. 2007. "Quantitative prediction of microporosity in aluminum alloys". *Journal of materials processing technology* no. 191 (1):265-269.
- Dispinar, D., S. Akhtar, A. Nordmark, M. Di Sabatino e L. Arnberg. 2010. "Degassing, hydrogen and porosity phenomena in A356". *Materials Science and Engineering: A* no. 527 (16–17):3719-3725. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509310001346>.
- Do Lee, Choong. 2007. "Effects of microporosity on tensile properties of A356 aluminum alloy". *Materials Science and Engineering: A* no. 464 (1):249-254.
- Duarte, Iberê Roberto. 2007. "Estudo da liga AlSi7Mg após fundição e tratamento térmico de solubilização e envelhecimento".

- Foseco. 2012. "The technology of batch degassing for hydrogen removal from aluminium melts utilising different rotor designs". [http://www.foundry-planet.com/fileadmin/redakteur/pdf-dateien/technical-reports/12-12-11-Foseco\\_batch%20degassing%20for%20aluminium%20melts.pdf](http://www.foundry-planet.com/fileadmin/redakteur/pdf-dateien/technical-reports/12-12-11-Foseco_batch%20degassing%20for%20aluminium%20melts.pdf).
- Fuoco, Ricardo. 2016. "Importância do tratamento de degaseificação na fundição de peças em ligas de alumínio". Acedido a 13 Março 2017. <https://www.linkedin.com/pulse/import%C3%A2ncia-do-tratamento-de-degaseifica%C3%A7%C3%A3o-na-fundi%C3%A7%C3%A3o-fuoco?articleId=6214913429820497920#comments-6214913429820497920&trk=prof-post>.
- Guleyupoglu, S. 1998. "Casting process design guidelines". *TRANSACTIONS-AMERICAN FOUNDRYMENS SOCIETY*:869-876.
- INEGI. 2017. "INEGI". <http://www.inegi.pt/instituicao.asp?idm=1&idsubm=5>.
- Kaufman, J. Gilbert e L. Rooy Elwin. 2004. *Aluminum alloy castings properties, processes, and applications*. Schaumburg: American Foundry Society ASM International.
- Lee, C., T. So e K. Shin. 2016. "Effect of gas bubbling filtration treatment on microporosity variation in A356 aluminium alloy". *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* no. 29 (7):638-646. <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-84977643727&doi=10.1007%2fs40195-016-0434-x&partnerID=40&md5=4023116bb46cc3ed4966acf6739c579a>.
- Liotti, E e B Previtali. 2006. "Study of the validity of the Niyama criteria function applied to the alloy AlSi7Mg". *Metallurgia Italiana* no. 98 (9):33.
- Lobo, Carmen. 2017. Tecnologia da Fundição - Texto de Apoio. Em *Apointamentos de Processos de Fabrico I - ISEP*.
- Loizaga, A, E De la Fuente, A Niklas, J Barrenengoa e Al Fernández-Calvo. 2010. "Optimización de las propiedades mecánicas de las aleaciones AlSi7Mg moldeadas en arena". *Revista de Metalurgia* no. 46 (Extra):64-70.
- Magalhães, A. Barbedo de. 2009. Introdução à Fundição - Traçado de Peças Fundidas. Em *Apointamentos de Processos de Fabrico II - FEUP*.
- Mao, Weimin, Yuelong Bai e Hai Lin. 2006. "Effect of pouring height on the solidified microstructure of AlSi7Mg alloy". *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material* no. 13 (4):324-328. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005885006600674>.
- Marques, Flávio Dias Ferreira. 2012. "Desenvolvimento do processo de vazamento em coquilhas rotativas".
- Metals, American Society for. 2008. *Casting*. Vol. 4th printing, ASM Handbook. [S.l.]: ASM International.
- Morais Tiago Augusto, Alves. 2015. *Processamento de uma liga de alumínio efeitos da modificação e do tratamento térmico T6*. Porto: FEUP.
- Mostafaei, M., M. Ghobadi, Ghasem Eisaabadi B., Muhammet Uludağ e Murat Tiryakioğlu. 2016. "Evaluation of the Effects of Rotary Degassing Process Variables on the Quality of A357 Aluminum Alloy Castings". *Metallurgical and Materials Transactions B* no. 47 (6):3469-3475. <http://dx.doi.org/10.1007/s11663-016-0786-7>.
- Ni, Hongjun, Baode Sun, Haiyan Jiang e Wenjiang Ding. 2003. "Effects of rotating impeller degassing on microstructure and mechanical properties of the A356 scraps". *Materials Science and Engineering: A* no. 352 (1-2):294-299. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509302009000>.



- Nimbulkar, Sachin L e Rajendra S Dalu. 2016. "Design optimization of gating and feeding system through simulation technique for sand casting of wear plate". *Perspectives in Science* no. 8:39-42.
- Oluwole, OO, GO Oluwadare e AA Afonja. 2008. "Development of Mathematical Equation for Fraction of Solid in AlSi7Mg Alloy Solidification Simulation". *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* no. 7 (01):71.
- Ou, Shouzhong, Kent D Carlson, Richard A Hardin e Christoph Beckermann. 2002. "Development of new feeding-distance rules using casting simulation: Part II. The new rules". *Metallurgical and Materials Transactions B* no. 33 (5):741-755.
- Pedersen, L. e L. Arnberg. 2001. "The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys". *Metallurgical and Materials Transactions A* no. 32 (3):525-532. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-001-0069-y>.
- Pezda, J. e A. Jarco. 2016. "Effect of T6 Heat Treatment Parameters on Technological Quality of the AlSi7Mg Alloy". *Archives of Foundry Engineering* no. 16 (4):95-100. <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85008601844&doi=10.1515%2fape-2016-0091&partnerID=40&md5=dc4ce1cb3fb1570eb3378b297ae01cdeb>.
- Poloczek, L., B. Dybowski, K. Rodak, R. Jarosz e A. Kielbus. 2015. "Influence of Age Hardening Parameters on the Microstructure and Properties of the AlSi7Mg Sand Cast Alloy". *Archives of Metallurgy and Materials* no. 60 (4):3035-3041. <Go to ISI>://WOS:000369502200087.
- Puga, H, J Barbosa, E Seabra, S Ribeiro e M Prokic. 2009. "New Trends in Aluminium Degassing—A Comparative Study". Comunicação apresentada em Fourth International Conference on Advances and Trends in Engineering Materials and their Applications.
- Rajkolhe, Rajesh e JG Khan. 2014. "Defects, causes and their remedies in casting process: A review". *International Journal of Research in Advent Technology* no. 2 (3):375-383.
- Ran, G, JE Zhou e QG Wang. 2008. "Precipitates and tensile fracture mechanism in a sand cast A356 aluminum alloy". *Journal of Materials Processing Technology* no. 207 (1):46-52.
- Rao, P Prabhakara, G Chakraverthi, ACS Kumar e B Balakrishna. 2011. "Application of casting simulation for sand casting of a crusher plate". *International Journal of Thermal Technologies* no. 1 (1):107.
- Rashid, Dr AKMB. "Design of Gating and Feeding Systems". *Materials & Metallurgical Engineering*.
- Shabestari, SG e F Shahri. 2004. "Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy". *Journal of Materials Science* no. 39 (6):2023-2032.
- SKELT. 2017. "SKELT". <http://skelt.pt/skelt/empresa/>.
- Stefanescu, Doru M e Roxana Ruxanda. 2004. "Solidification Structures of Aluminum Alloys". *Materials Park, OH: ASM International, 2004*.:107-115.
- Tavakoli, R e P Davami. 2009. "Optimal riser design in sand casting process with evolutionary topology optimization". *Structural and multidisciplinary optimization* no. 38 (2):205-214.
- Teixeira, Rui Miguel Marinho. 2013. "Estudo numérico do efeito dos principais parâmetros de fundição na formação de rechupes em peças fundidas", Instituto Politécnico de Bragança.

- Totten, George E e D Scott MacKenzie. 2003. *Handbook of aluminum: Vol. 1: physical metallurgy and processes*. Vol. 1: CRC Press.
- Turyakioglu, M e John T Berry. 1999. "Use of Feeder Design Recommendations and Criteria Functions for the efficient Feeding of Aluminum Castings". Comunicação apresentada em Proceedings Ist International Conference on Gating, Filling and Feeding of Aluminum Castings, Nashville, TN.
- Wang, H. W., B. Li, J. C. Jie e Z. J. Wei. 2011. "Influence of thermal rate treatment and low temperature pouring on microstructure and tensile properties of AlSi7Mg alloy". *Materials & Design* no. 32 (5):2992-2996. <Go to ISI>://WOS:000289174000059.
- Wang, QG. 2003. "Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357". *Metallurgical and materials Transactions A* no. 34 (12):2887-2899.
- Xu, Hanbing, Qingyou Han e Thomas T. Meek. 2008. "Effects of ultrasonic vibration on degassing of aluminum alloys". *Materials Science and Engineering: A* no. 473 (1-2):96-104. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509307006296>.
- Xu, Hanbing, Xiaogang Jian, Thomas T. Meek e Qingyou Han. 2004. "Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration". *Materials Letters* no. 58 (29):3669-3673. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X0400504X>.
- Xu, Hanbing, Thomas T. Meek e Qingyou Han. 2007. "Effects of ultrasonic field and vacuum on degassing of molten aluminum alloy". *Materials Letters* no. 61 (4-5):1246-1250. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X06008032>.
- Zhang, LY, YH Jiang, Z Ma, SF Shan, YZ Jia, CZ Fan e WK Wang. 2008. "Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy". *Journal of materials processing technology* no. 207 (1):107-111.
- Zhu, JD, SL Cockcroft e DM Maijer. 2006. "Modeling of microporosity formation in A356 aluminum alloy casting". *Metallurgical and materials transactions A* no. 37 (3):1075-1085.
- Zlitine, Strjevanjem V Pm Ulite Aluminijeve. 2015. "Determination of the critical fraction of solid during the solidification of a pm-cast aluminium alloy". *Materiali in tehnologije* no. 49 (5):797-800.

## ANEXO A

### 4 Mechanical Properties

The achievable mechanical properties are strongly dependent on the casting method applied. The table refers to typical properties obtained in sand casting (S) and gravity die casting (G). Values in brackets indicate the minimum values according to EN 1706.

Casting method	Temper	Yield strength $R_{p0.2}$ [MPa]	Tensile strength $R_m$ [MPa]	Elongation $A_5$ [%]	Hardness [HB]	Fatigue strength $50 \cdot 10^6$ [MPa]
S	F	80-140 (-)	140-220 (-)	2-6 (-)	45-60 (-)	60-80
S	T6	190-260 (190)	230-320 (230)	3-6 (2)	75-110 (75)	80-110
G	F	90-150 (-)	180-240 (-)	4-8 (-)	50-65 (-)	70-90
G	T6	210-280 (210)	250-340(290)	5-9 (4)	80-115 (90)	80-110

### 5 Physical Properties typical values

Density [g/cm <sup>3</sup> ]	Young's modulus [GPa]	Lin. expansion coeff. 20-200°C [10 <sup>-6</sup> /K]	Thermal conductivity [W/(mK)]	Electrical conductivity [m/(Ωmm <sup>2</sup> )]	Solidification range [°C]
268,00	75	22	150-180	23-28	625-555

**Figura 101** – Propriedades da liga AlSi7Mg0,3, segundo a norma EN 1876.

The achievable mechanical properties are strongly dependent on the casting method applied. The table refers to typical properties obtained in sand casting (S) and gravity die casting (G). Values in brackets indicate the minimum values according to EN 1706.

Casting method	Temper	Yield strength $R_{p0.2}$ [MPa]	Tensile strength $R_m$ [MPa]	Elongation $A_5$ [%]	Hardness [HB]	Fatigue strength $50 \cdot 10^6$ [MPa]
S	F	80-140 (-)	140-220 (-)	2-6 (-)	45-60 (-)	60-80
S	T6	210-280 (210)	250-320 (250)	1-2 (1)	85-110 (85)	90-110
G	F	90-150 (-)	180-240 (-)	4-8 (-)	50-65 (-)	70-90
G	T64	210-240 (210)	290-320 (290)	6-9 (6)	90-100 (90)	100-110
G	T6	240-280 (240)	320-360 (320)	3-7(3)	100-110 (100)	100-110

### 6 Physical Properties typical values

Density [g/cm <sup>3</sup> ]	Young's modulus [GPa]	Lin. expansion coeff. 20-200°C [10 <sup>-6</sup> /K]	Thermal conductivity [W/(mK)]	Electrical conductivity [m/(Ωmm <sup>2</sup> )]	Solidification range [°C]
268,00	75	22	150-180	21-26	625-555

**Figura 102** – Propriedades da liga AlSi7Mg0,6, segundo a norma EN 1876.

Table 1 — Chemical compositions of casting alloys

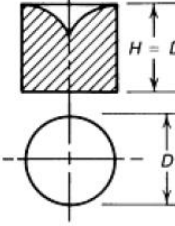
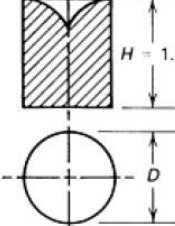
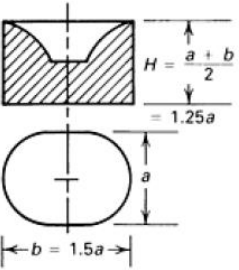
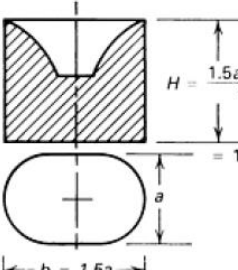
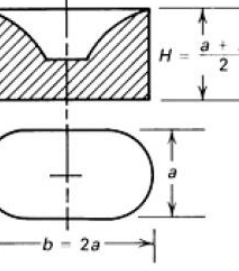
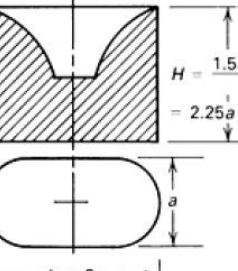
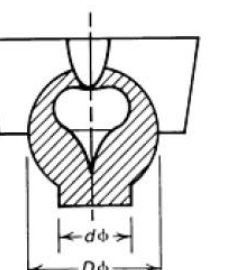
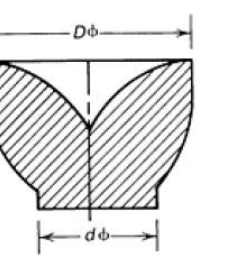
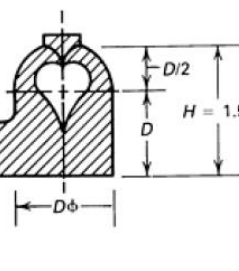
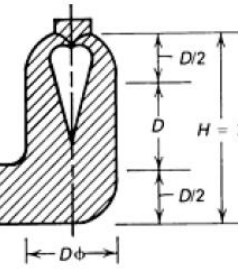
Alloy group	Chemical symbols	Chemical composition, % (mass fraction)													
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Others <sup>a</sup>		Aluminium
													Each	Total	
Al	Al 99,7	0,10	0,20	0,01	0,05	0,02	0,004	—	0,04	—	—	—	0,03	—	Al ≥ 99,7
	Al 99,5	0,15	0,30	0,02	0,03	0,005	—	—	0,05	—	—	0,02	0,03	—	Al ≥ 99,5
	Al Cu4Ti	0,18 (0,15)	0,19 (0,15)	4,2 to 5,2	0,55	—	—	—	0,07	—	—	0,15 to 0,30 (0,15 to 0,25)	0,03	0,10	Remainder
AlCu	Al Cu4MgTi	0,20 (0,15)	0,35 (0,30)	4,2 to 5,0	0,10	0,15 to 0,35 (0,20 to 0,35)	—	0,05	0,10	0,05	0,05	0,15 to 0,30 (0,15 to 0,25)	0,03	0,10	Remainder
	Al Cu5MgAg <sup>b</sup>	0,05	0,10	4,0 to 5,0	0,20 to 0,40	0,15 to 0,35 (0,20 to 0,35)	—	—	0,05	—	—	0,15 to 0,35	0,03	0,10	Remainder
	Al Si9	8,0 to 11,0	0,65 (0,55)	0,10 (0,08)	0,50	0,10	—	0,05	0,15	0,05	0,05	0,15	0,05	0,15	Remainder
AlSi	Al Si11	10,0 to 11,8	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,45	—	—	0,07	—	—	0,15	0,03	0,10	Remainder
	Al Si12(a)	10,5 to 13,5	0,55 (0,40)	0,05 (0,03)	0,35	—	—	—	0,10	—	—	0,15	0,05	0,15	Remainder
	Al Si12(b)	10,5 to 13,5	0,65 (0,55)	0,15 (0,10)	0,55	0,10	—	0,10	0,15	0,10	—	0,20 (0,15)	0,05	0,15	Remainder
AlSiMgTi	Al Si12(Fe)	10,5 to 13,5	1,0 (0,45 to 0,90)	0,10 (0,08)	0,55	—	—	—	0,15	—	—	0,15	0,05	0,25	Remainder
	Al Si2MgTi	1,6 to 2,4	0,60 (0,50)	0,10 (0,08)	0,30 to 0,50	0,45 to 0,65 (0,50 to 0,65)	—	0,05	0,10	0,05	0,05	0,05 to 0,20 (0,07 to 0,15)	0,05	0,15	Remainder
	Al Si7Mg	6,5 to 7,5	0,55 (0,45)	0,20 (0,15)	0,35	0,20 to 0,65 (0,25 to 0,65)	—	0,15	0,15	0,15	0,05	0,05 to 0,25 (0,05 to 0,20)	0,05	0,15	Remainder
AlSi7Mg	Al Si7Mg0,3	6,5 to 7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,25 to 0,45 (0,30 to 0,45)	—	—	0,07	—	—	0,08 to 0,25 (0,10 to 0,18)	0,03	0,10	Remainder
	Al Si7Mg0,6	6,5 to 7,5	0,19 (0,15)	0,05 (0,03)	0,10	0,45 to 0,70 (0,50 to 0,70)	—	—	0,07	—	—	0,08 to 0,25 (0,10 to 0,18)	0,03	0,10	Remainder



Table 2 — Mechanical properties of sand-cast alloys for separately cast test pieces

Alloy group	Alloy designation	Temper designation	Tensile strength $R_m$ MPa min.	Proof stress $R_{p0,2}$ MPa min.	Elongation $A^a$ % min.	Brinell hardness HBW min.
AlCu	Al Cu4Ti	T6	300	200	3	95
		T64	280	180	5	85
	Al Cu4MgTi	T4	300	200	5	90
	Al Cu5MgAg	T6	480	430	3	115
AlSi	Al Si11	F	150	70	6	45
	Al Si12(a)	F	150	70	5	50
	Al Si12(b)	F	150	70	4	50
AlSiMgTi	Al Si2MgTi	F	140	70	3	50
		T6	240	180	3	85
AlSi7Mg	Al Si7Mg	F	140	80	2	50
		T6	220	180	1	75
	Al Si7Mg0,3	T6	230	190	2	75
	Al Si7Mg0,6	T6	250	210	1	85
AlSi10Mg	Al Si9Mg	T6	230	190	2	75
	Al Si10Mg	F	150	80	2	50
		T6	220	180	1	75
	Al Si10Mg(Cu)	F	160	80	1	50
		T6	220	180	1	75
AlSi5Cu	Al Si5Cu1Mg	T4	170	120	2	80
		T6	230	200	$a^b$	100
	Al Si5Cu3Mn	F	140	70	1	60
		T6	230	200	$a^b$	90
	Al Si6Cu4	F	150	90	1	60
AlSi9Cu	Al Si7Cu2	F	150	90	1	60
	Al Si8Cu3	F	150	90	1	60
	Al Si9Cu1Mg	F	135	90	1	60
AlSi12Cu	Al Si12(Cu)	F	150	80	1	50
AlMg	Al Mg3	F	140	70	3	50
	Al Mg5	F	160	90	3	55
	Al Mg5(Si)	F	160	100	3	60
AlZnMg	Al Zn5Mg	T1	190	120	4	60
AlZnSiMg	Al Zn10Si8Mg	T1	220	200	1	90
1 N/mm <sup>2</sup> = 1 MPa.						
<sup>a</sup> The gauge length is defined in ISO 2379, or an equivalent published standard.						
<sup>b</sup> $a$ means elongation less than 1 % that cannot be measured with sufficient accuracy.						

## ANEXO B

<p>Riser type</p> 	<p>Characteristic values</p> $V_r = 0.785D^3$ $= 1.69M_r^3$ $M_r = 0.1667D$ $D = 6M_r = H$	<p>Riser type</p> 	<p>Characteristic values</p> $V_r = 1.18D^3$ $= 179M_r^3$ $M_r = 0.187D$ $D = 5.35M_r$ $H = 8.02M_r$
	$V_r = 1.605a^3$ $= 181.5M_r^3$ $M_r = 0.207a$ $a = 4.84M_r$ $b = 7.25M_r$ $H = 6.05M_r$		$V_r = 2.4a^3$ $= 189M_r^3$ $M_r = 0.233a$ $a = 4.29M_r$ $b = 6.43M_r$ $H = 8.03M_r$
	$V_r = 2.67a^3$ $= 200M_r^3$ $M_r = 0.237a$ $a = 4.22M_r$ $b = 8.45M_r$ $H = 6.32M_r$		$V_r = 4.01a^3$ $= 211M_r^3$ $M_r = 0.267a$ $a = 3.75M_r$ $b = 7.5M_r$ $H = 8.42M_r$
	$V_r = 0.533D^3$ $= 115M_r^3$ $M_r = 0.1667M_r$ $D = 6M_r$ $d = 0.61D$ $= 3.66M_r$		$V_r = 0.261D^3$ $= 196M_r^3$ $M_r = 0.11D$ $D = 9.1M_r$ $d = 0.4D$ $= 3.64M_r$
	$V_r = 1.04D^3$ $= 156M_r^3$ $M_r = 0.189$ $D = 5.3M_r$ $H = 7.94M_r$		$V_r = 1.318D^3$ $= 143M_r^3$ $M_r = 0.21D$ $D = 4.76M_r$ $H = 9.52M_r$

## ANEXO C

---

Passos para a análise de porosidades através do *software* ImageJ:

- 1) Abrir o programa ImageJ;
- 2) Abrir a imagem que se quer fazer a análise de porosidade;

**File -> Open (Atalho - Ctrl+O)**

- 3) Converter a imagem para 8-bit preto& branco;

**Image -> Type -> 8-bit**

- 4) Caso a imagem contenha zonas onde não se quer fazer a análise, tem de se cortar uma secção retangular da imagem:
  - a) Selecionar a opção de seleção de retângulo;
  - b) Selecionar na imagem a zona onde é para fazer a análise (deve-se selecionar a maior zona possível para melhorar a estatística);
  - c) Copiar a imagem;

**Edit -> Copy (Ctrl+C)**

- d) Colar a seleção para uma nova imagem;

**File -> New -> Internal Clipboard;**

- e) Uma nova janela vai surgir só com a secção copiada;
- 5) Variar o limite de cor para selecionar a porosidade;

**Image -> Adjust -> Threshold (Ctrl+Shift+T);**

- 6) Na nova janela que surgir (*Threshold*), ajustar nas duas barras o limite da escala de cinzentos de modo a que a vermelho esteja a área que se quer medir (será a zona das porosidades) e clicar no *Apply*;
- 7) Fazer a medição:
  - a) Marcar a percentagem da área selecionada como uma das medidas a realizar;

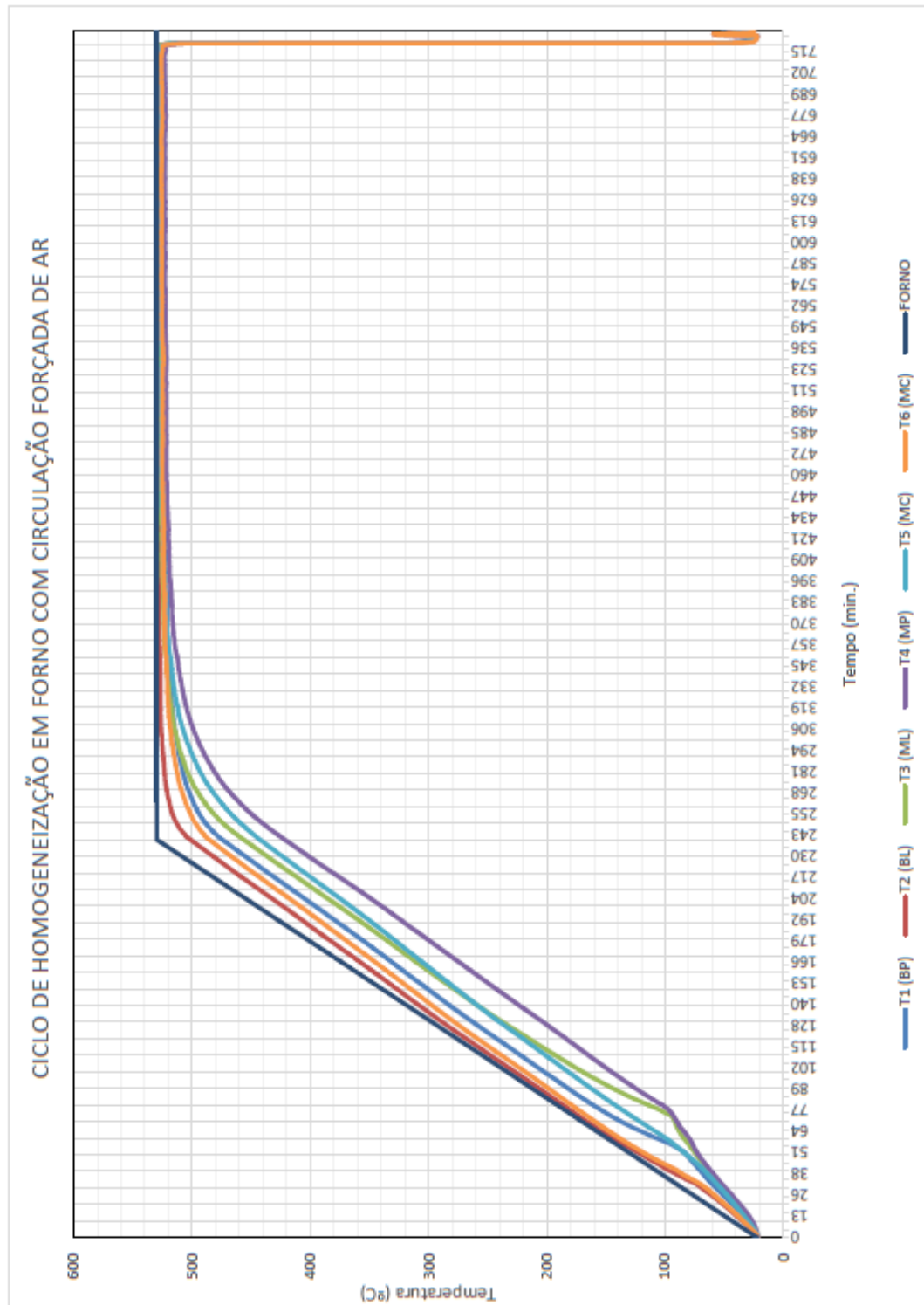
**Analyse-> Set Measurements**

- b) Ativar a Area fraction;
  - c) Medir;

**Analyse -> Measure (Ctrl+M)**

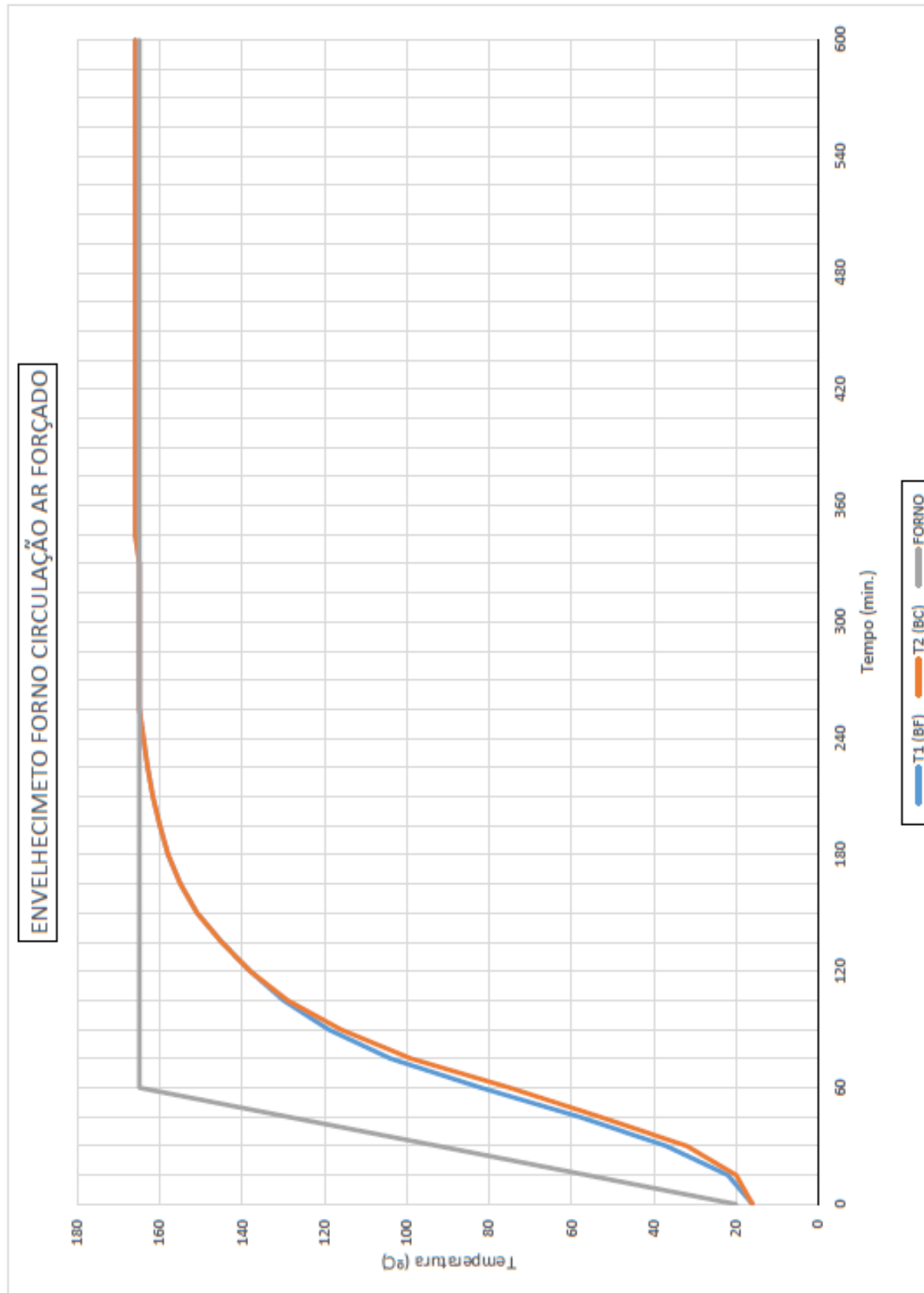
- 8) Na nova janela que surgir, na última coluna (*Area fraction*) vai estar em percentagem o valor da porosidade.

## ANEXO D



**Figura 105** – Resultado do tratamento de homogeneização de 8 horas a 540°C..

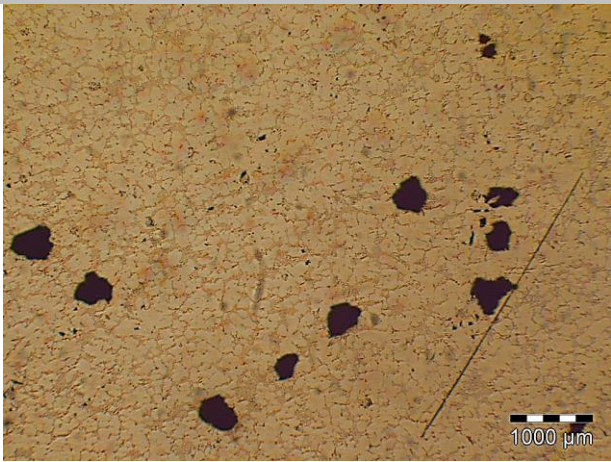
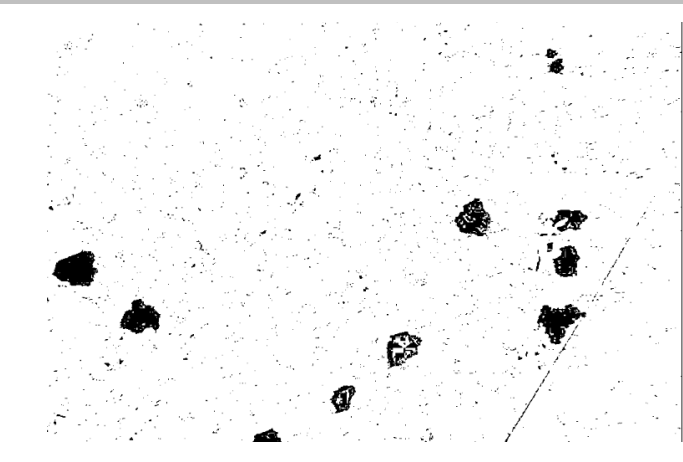


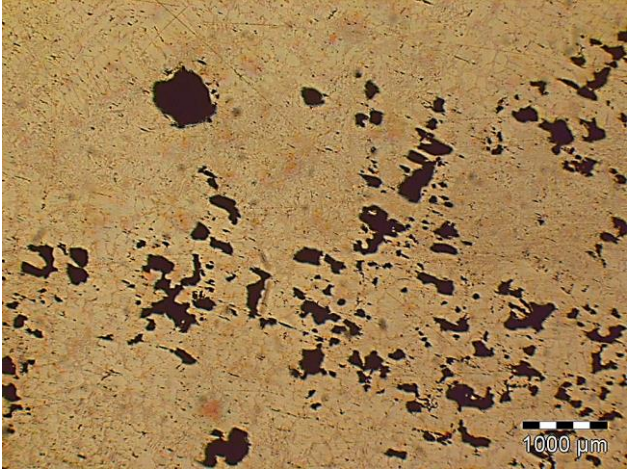
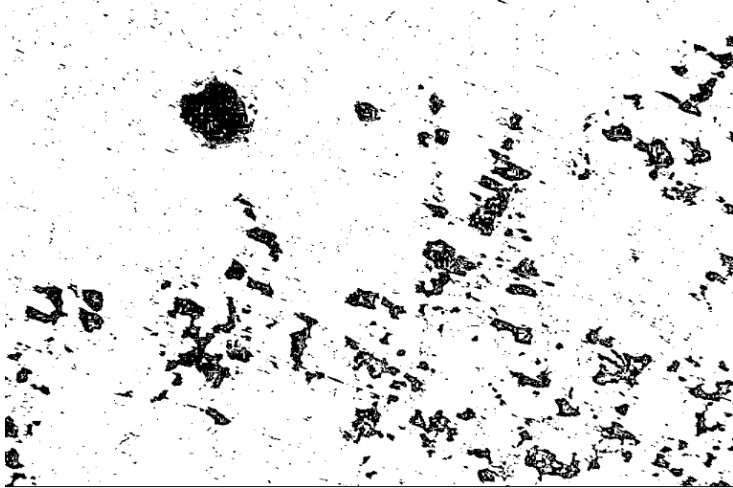
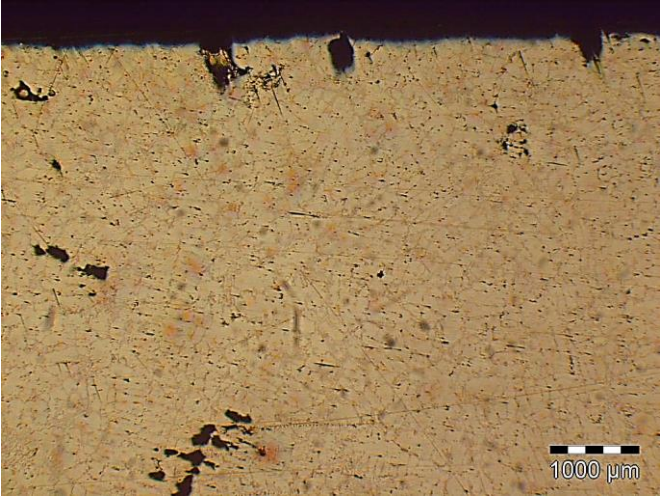
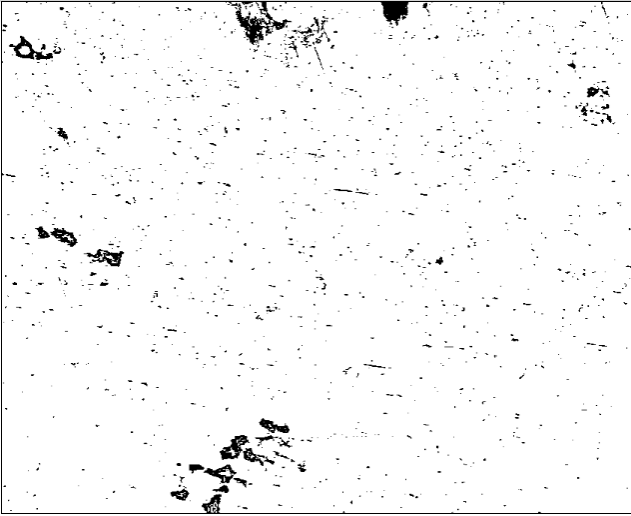


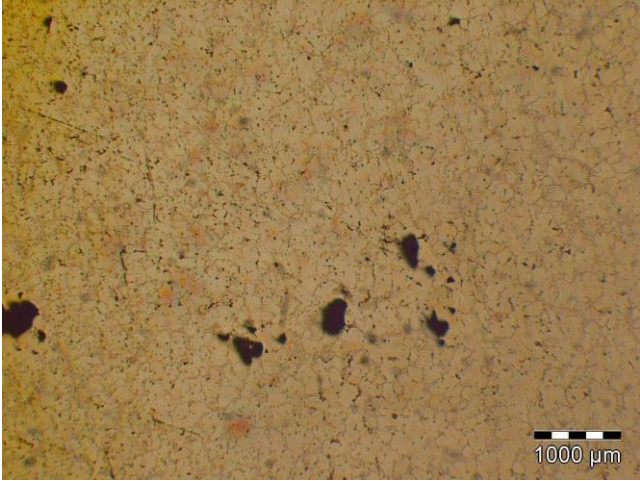
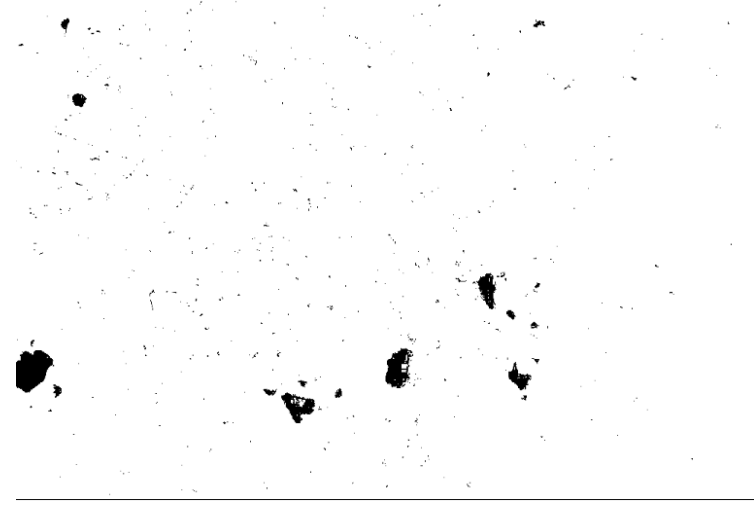
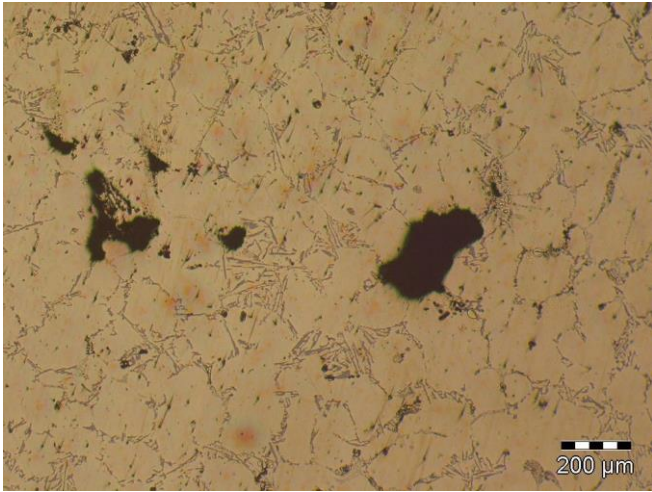
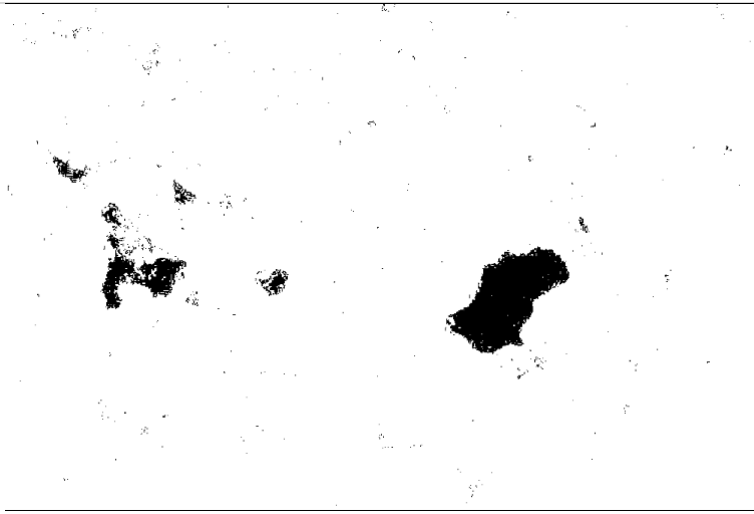
**Figura 106** – Resultado do tratamento de envelhecimento de 6 horas a 155 °C.

## ANEXO E

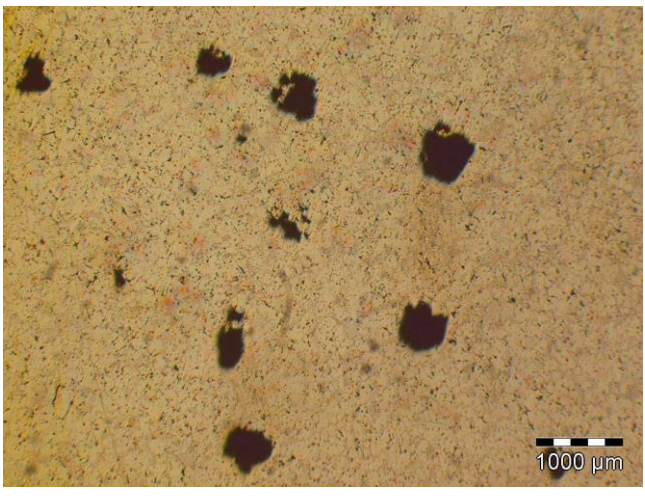
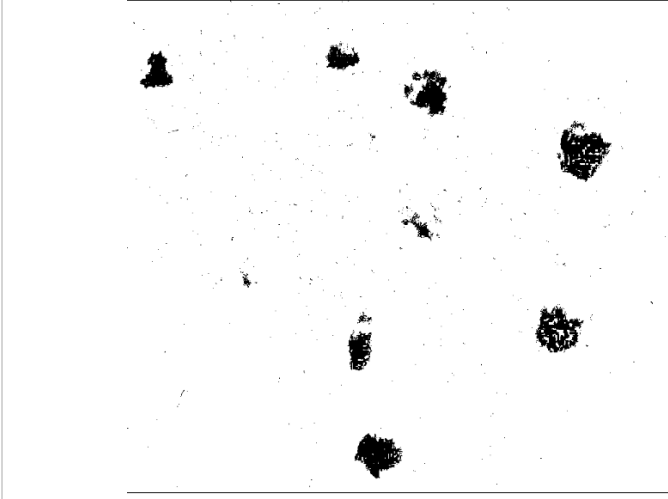
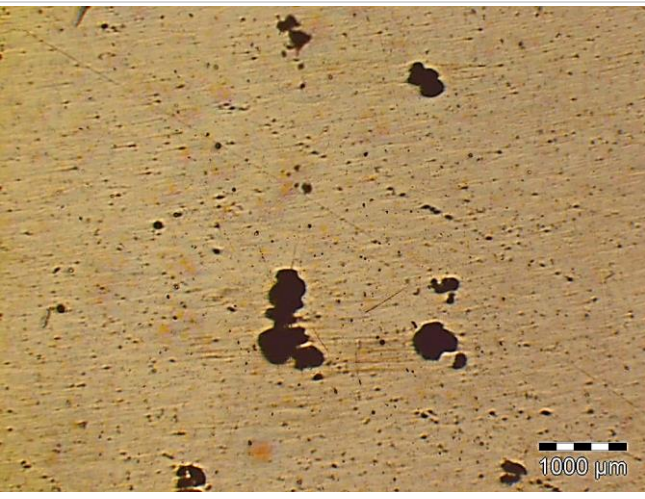
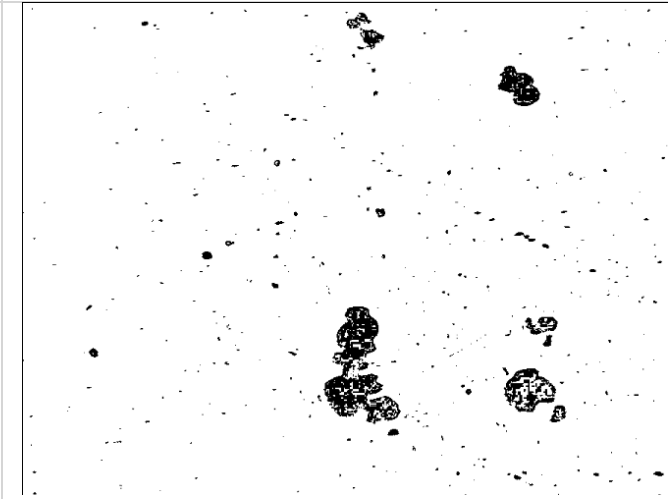
**Tabela 26** - Microestrutura e percentagem de porosidades presentes nas peças com e sem tratamento térmico, vazadas numa moldação de areia digital.

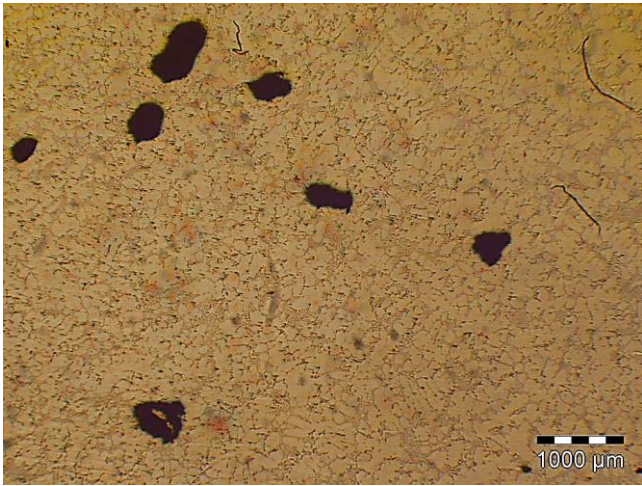
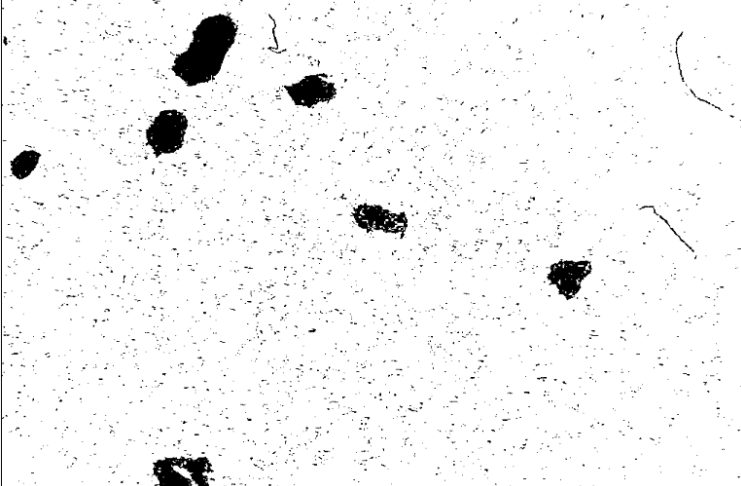
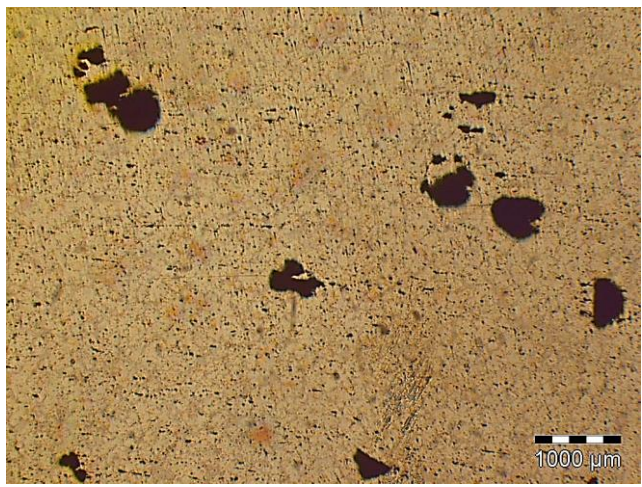
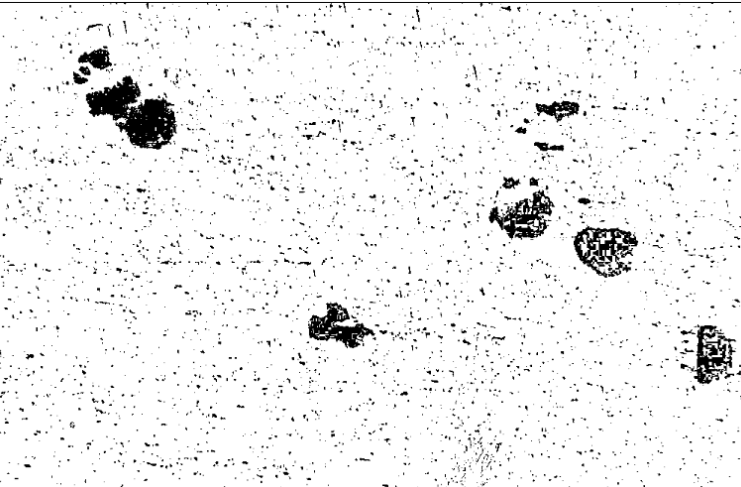
Designação	Microestrutura	Microestrutura após aplicação de <i>threshold</i>	Porosidades (%)
P1_C_23x			3,1%

<p>P1_A1_S_23x_1</p>			<p>9,3%</p>
<p>P1_A1_S_23x_2</p>			<p>2,4%</p>

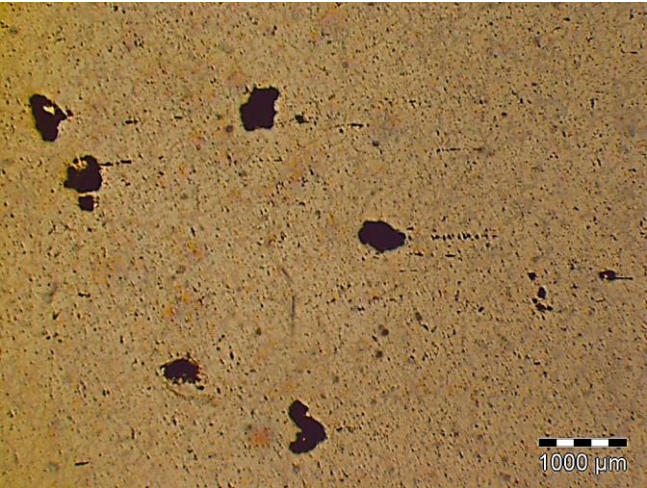
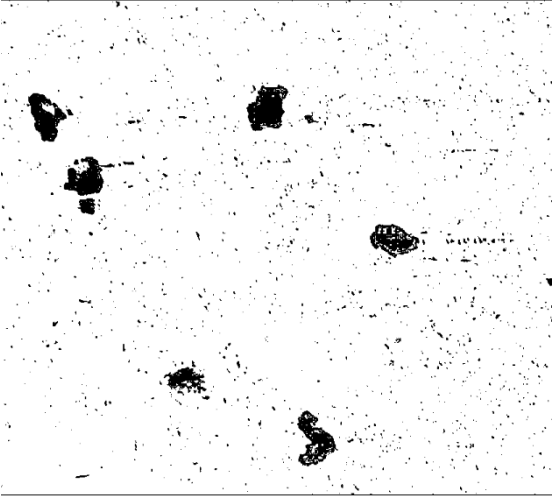
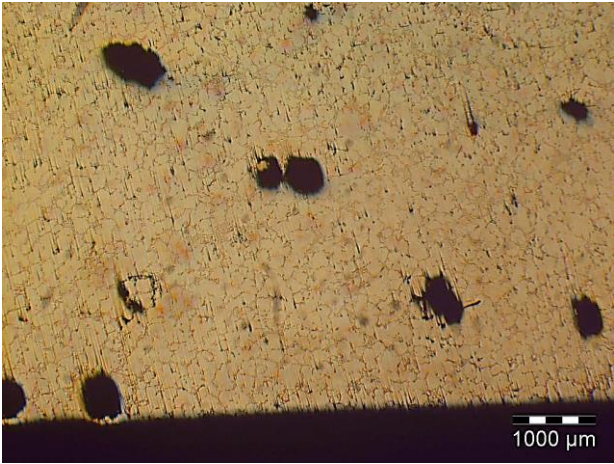
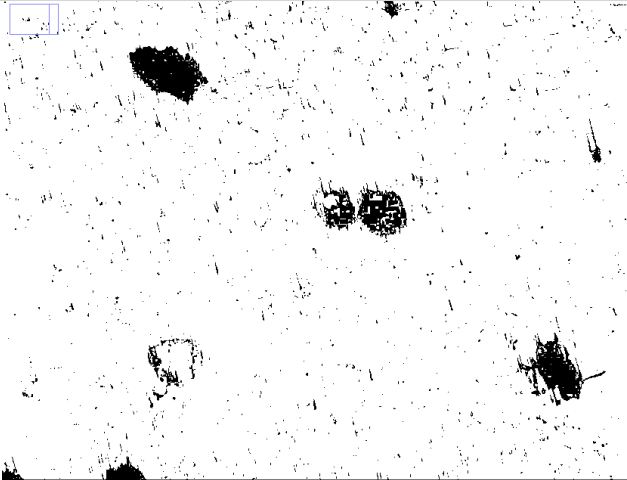
<p>P1_A2_S_23x_1</p>			<p>1,2%</p>
<p>P1_A2_S_23x_2</p>			<p>2,6%</p>

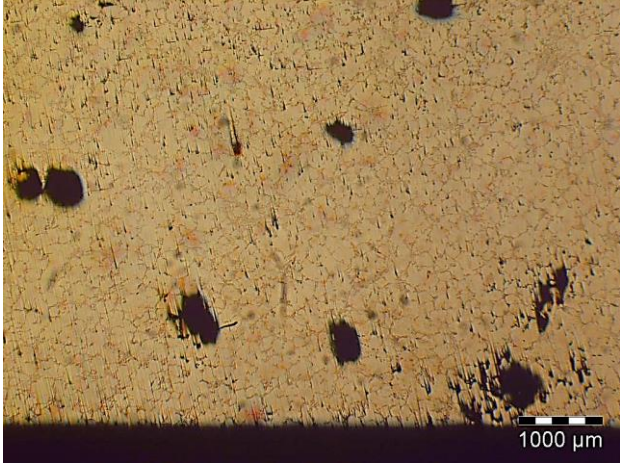
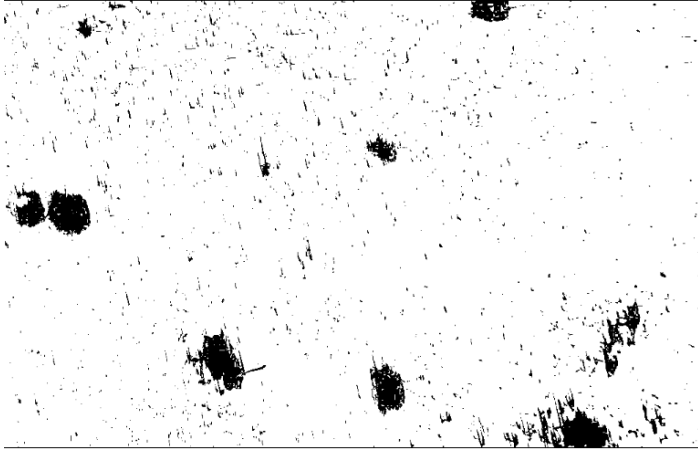
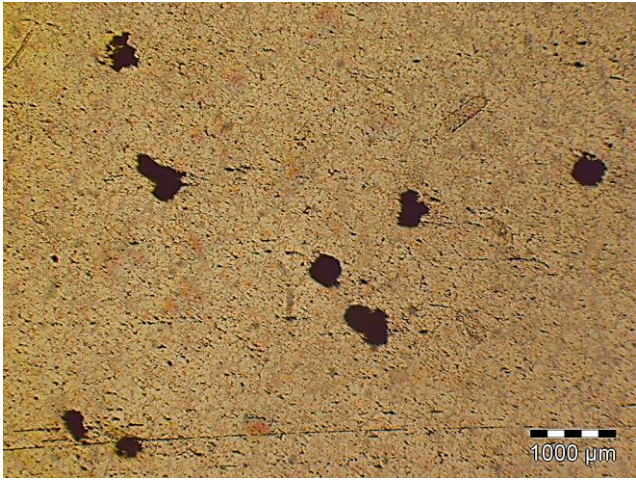
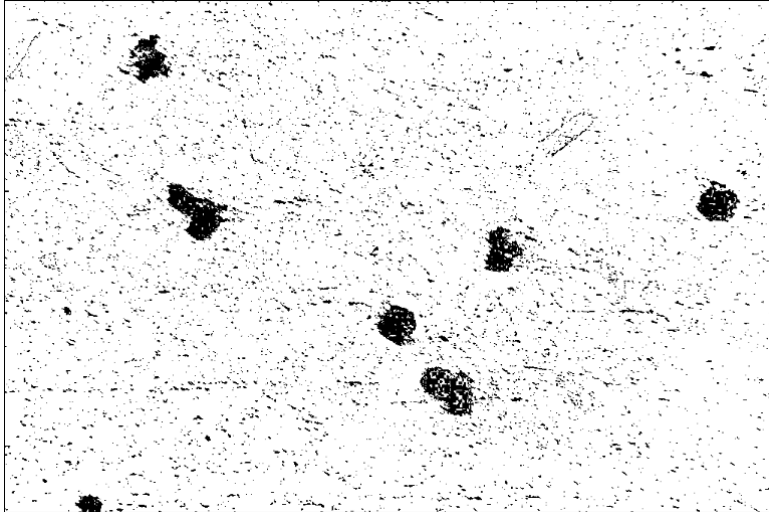


<p>P1_A2_S_23x_3</p>			<p>2,7%</p>
<p>P1_A3_S_23x</p>			<p>2,2%</p>

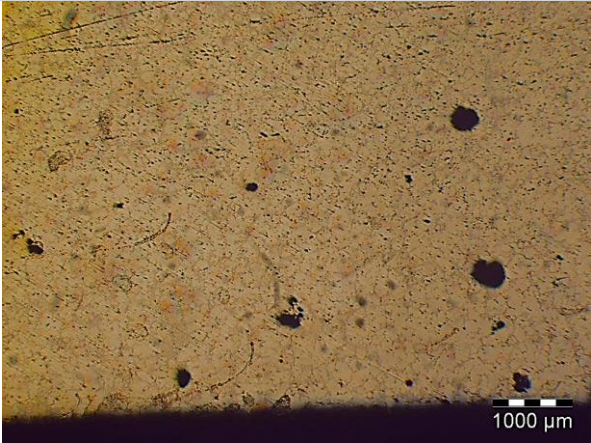
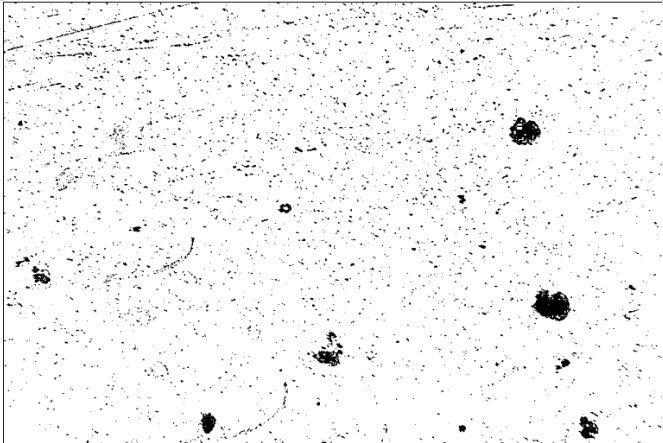
<p>P2_A_C_23x</p>			<p>3,9%</p>
<p>P2_A1_S_23x_1</p>			<p>5,2%</p>



P2_A1_S_23x_2			3,5%
P2_A2_S_23x_1			3,7%



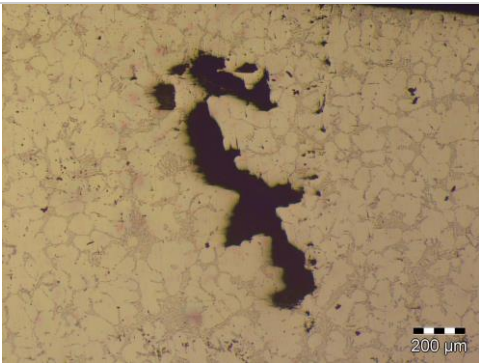

<p>P2_A2_S_23x_2</p>			<p>4,3%</p>
<p>P2_A3_S_23x_1</p>			<p>5,2%</p>

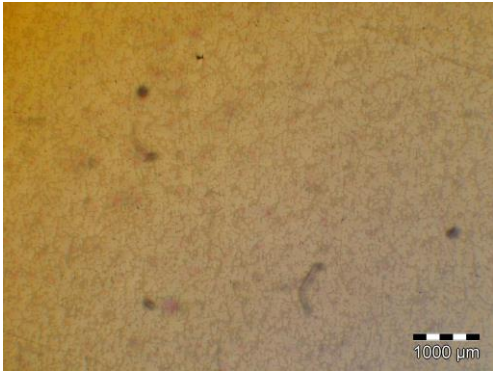
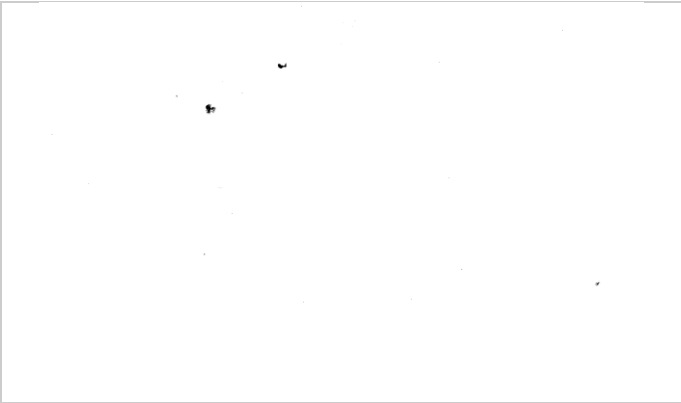

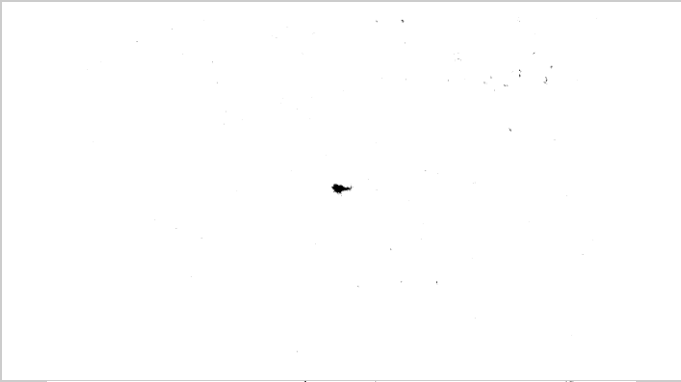
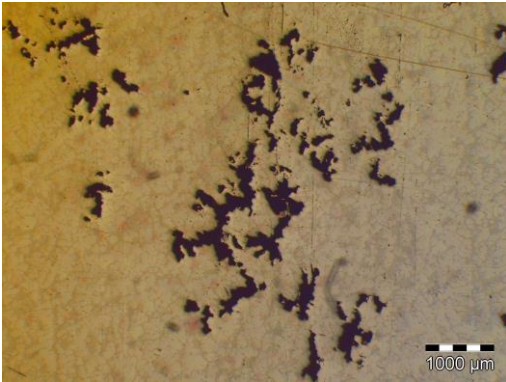
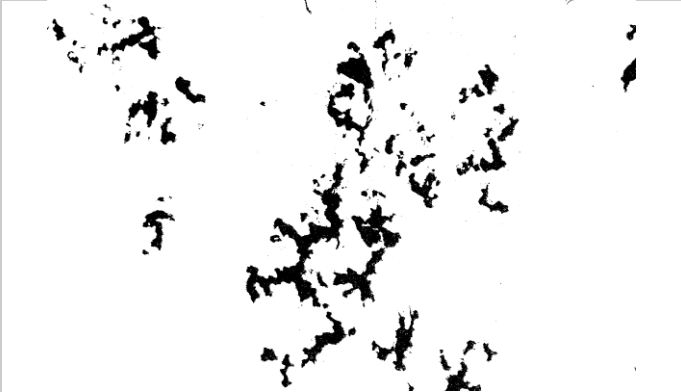


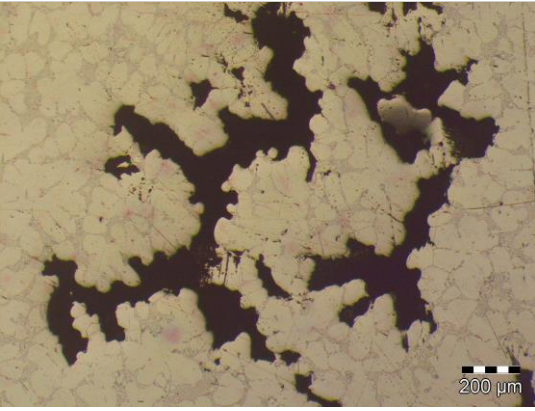
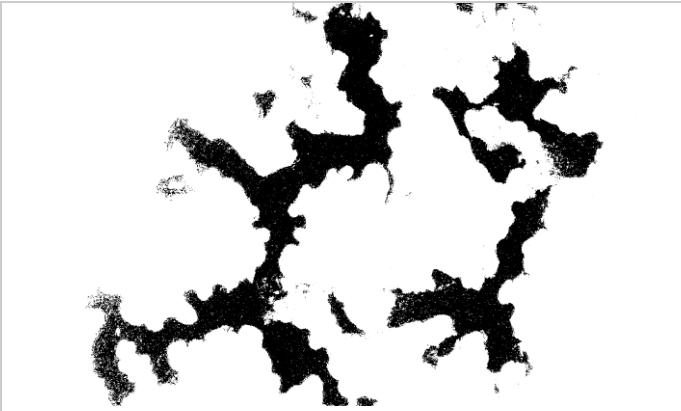
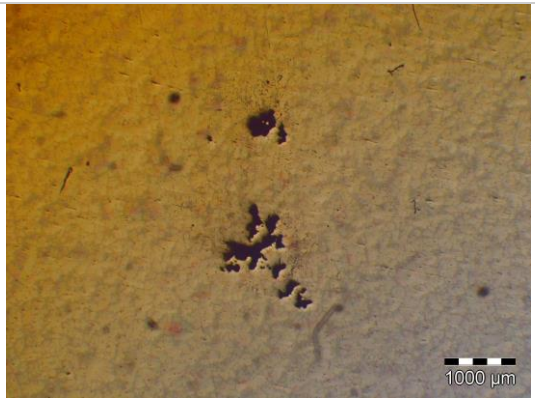

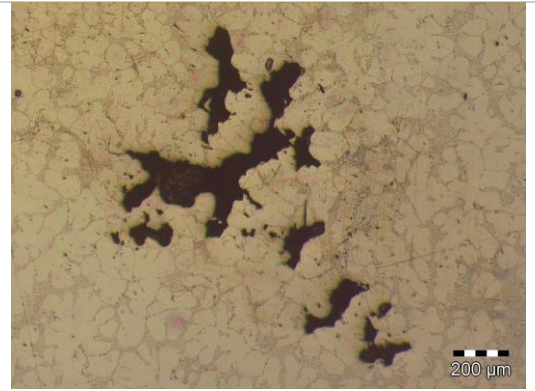
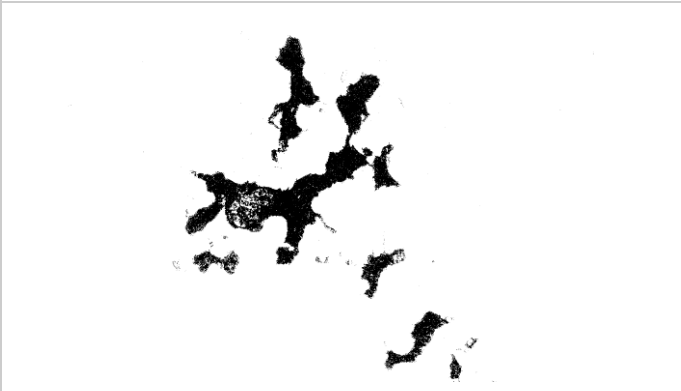
<p>P2_A3_S_23x_2</p>			<p>3,2%</p>
----------------------	--	---	-------------

## ANEXO F

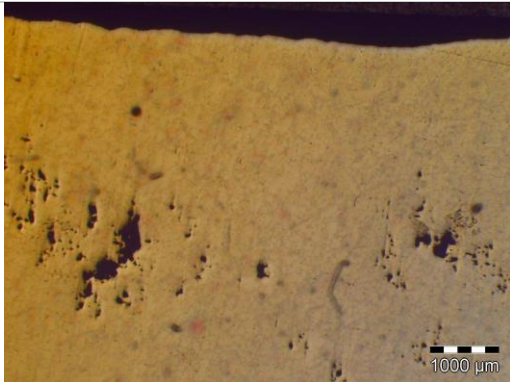

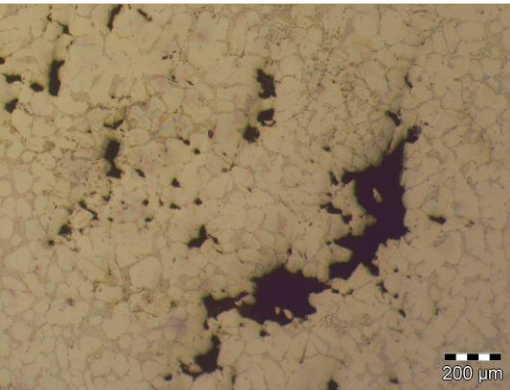

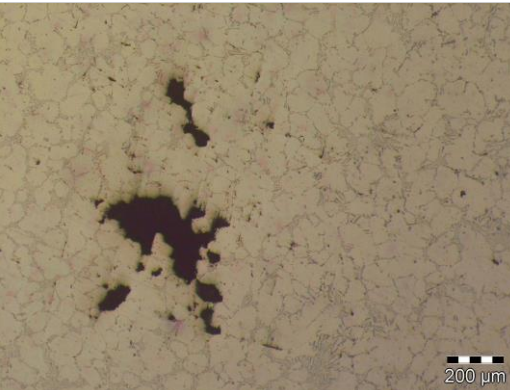
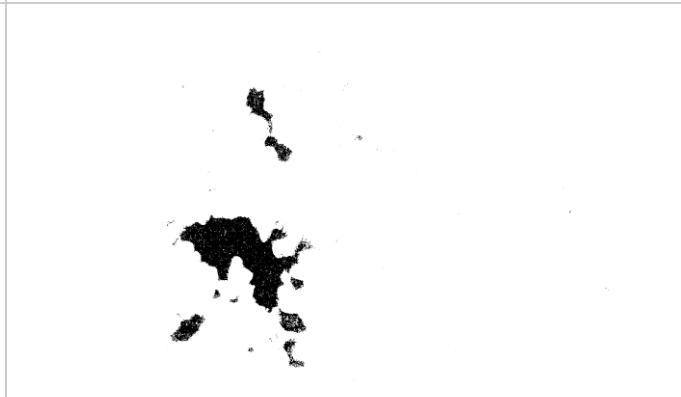
**Tabela 27** - Microestrutura e percentagem de porosidades presentes nas peças trazidas da SKELT no dia 14 de Março 2017.



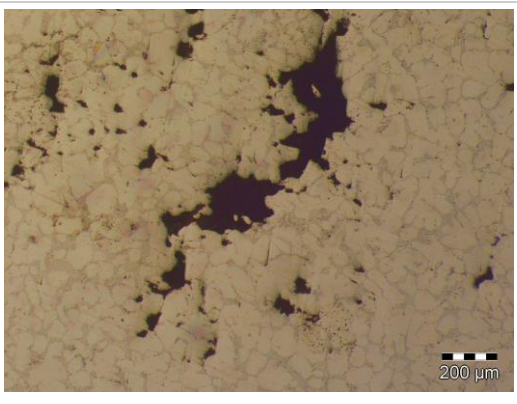

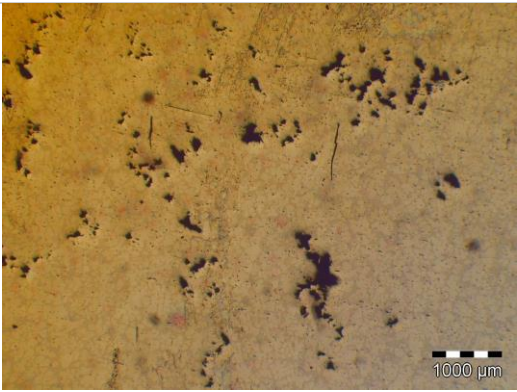

Designação	Microestrutura		Microestrutura após aplicação de <i>threshold</i>	% Porosidades
A1_23x				0,96%
A1_75x				6,28%

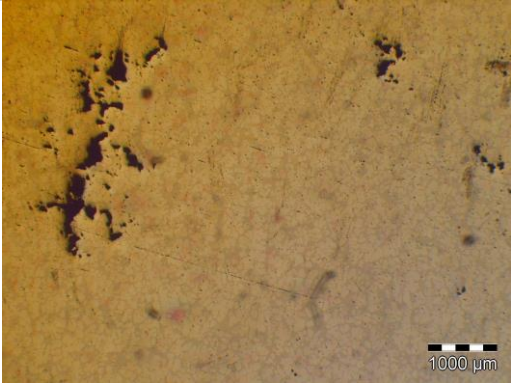

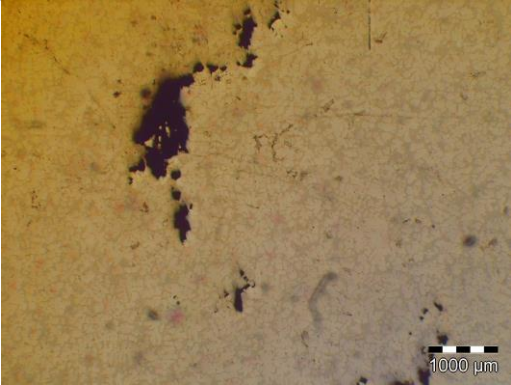

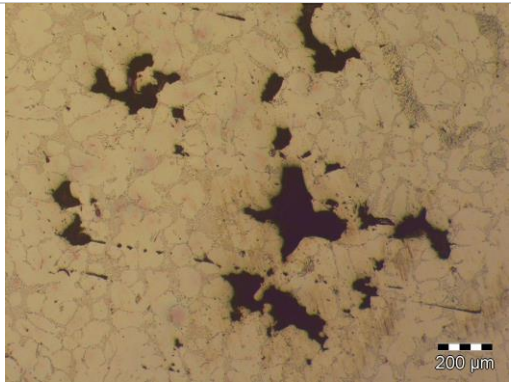

A2_23x			0,03%
A2_75x			0,08%
B1_1_23x			6,95%

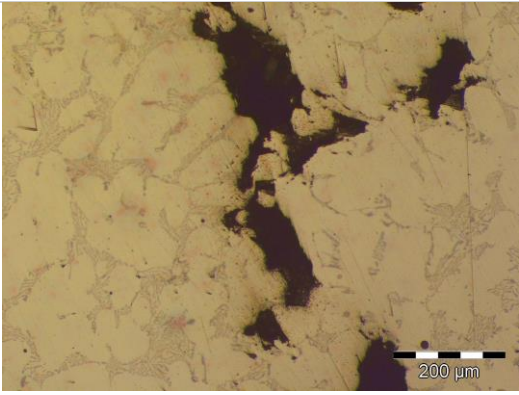
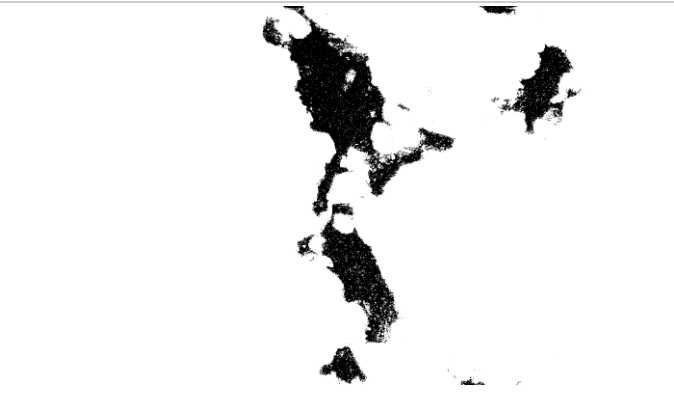
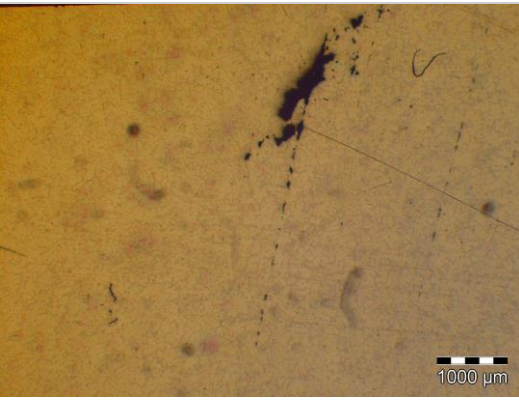

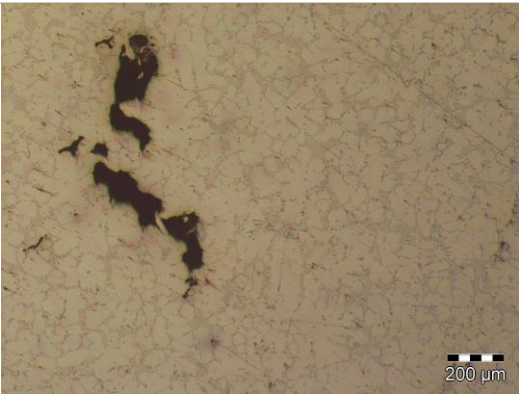
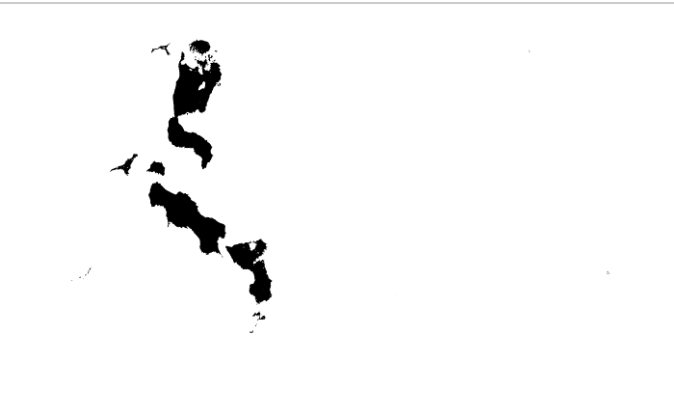
B1_1_75x			17,13%
B1_2_23x			1,16%
B1_2_75x			5,95%



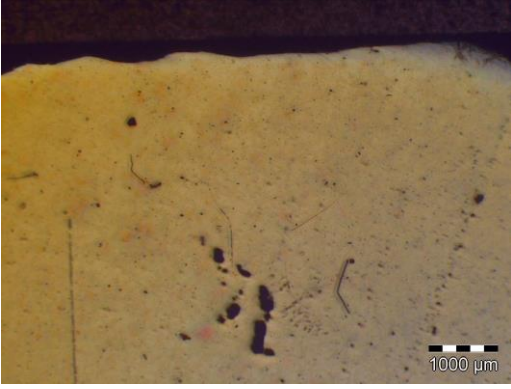



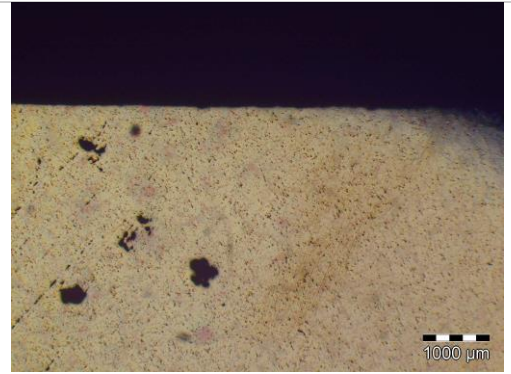
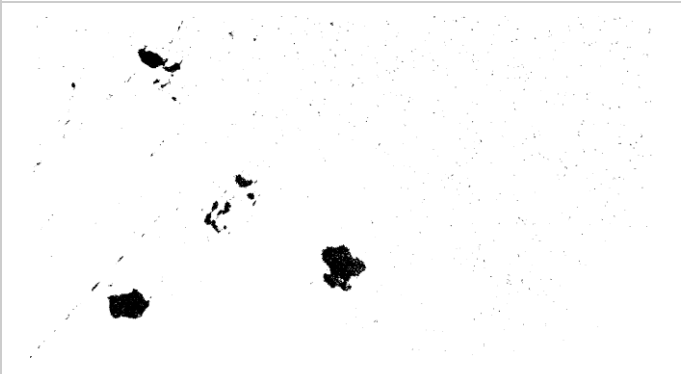
B2_1_23x			1,34%
B2_1_75x			5,07%
B2_2_75x			3,05%

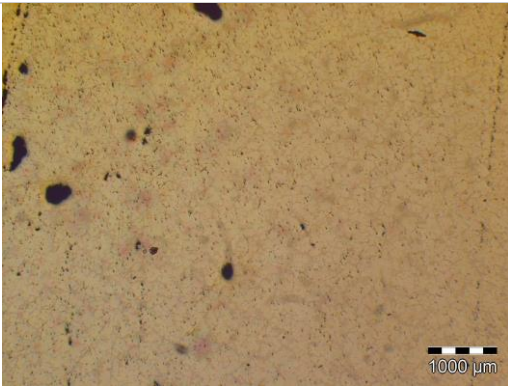

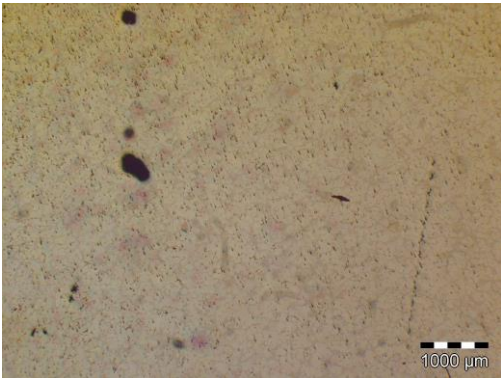
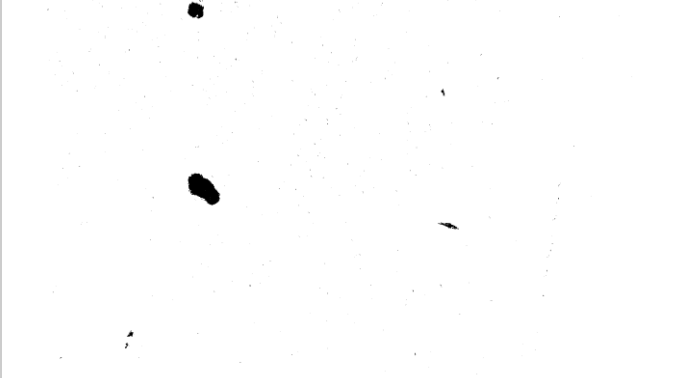
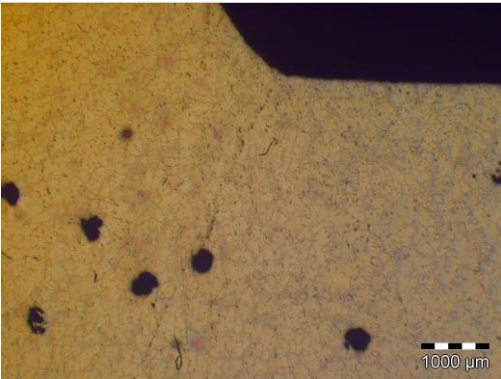

B2_3_23x			1,72%
B2_3_75x			5,36%
C1_1_23x			2,18%

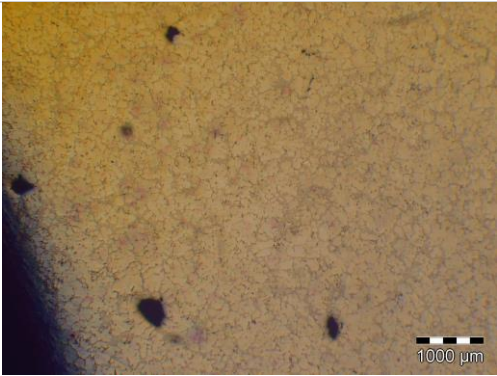


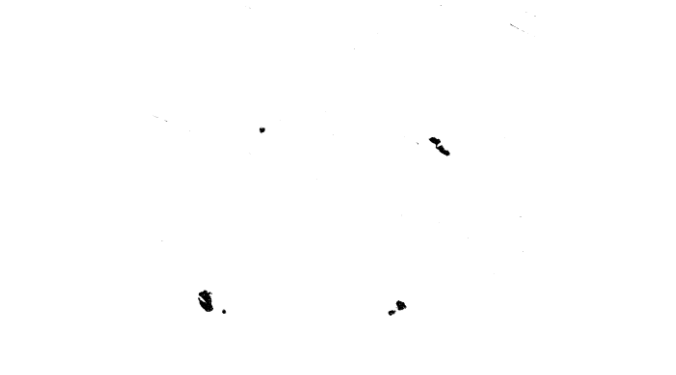
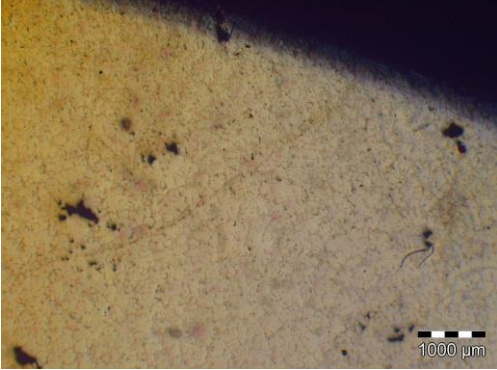

C1_2_23x			1,08%
C1_3_23x			2,21%
C1_3_75x			7,39%

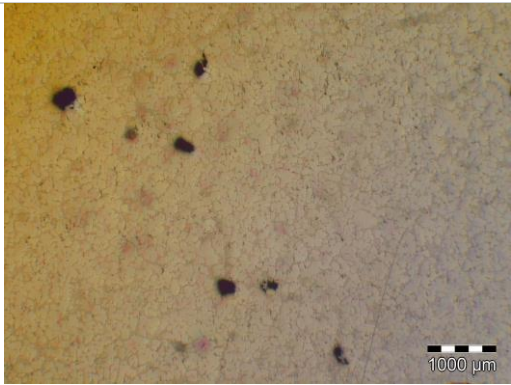
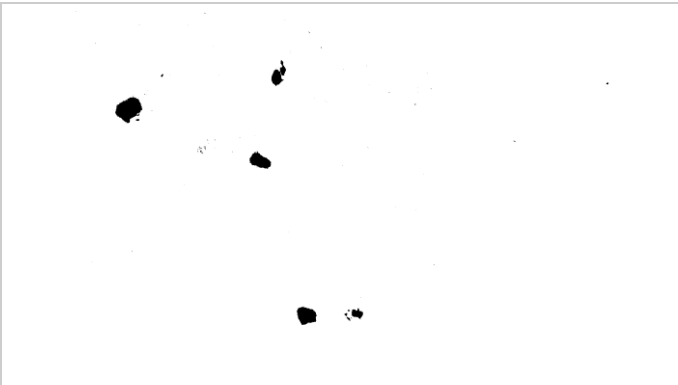
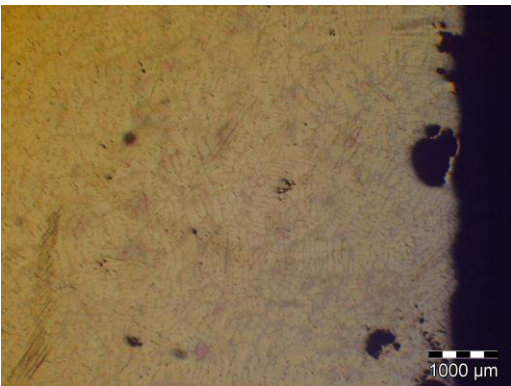

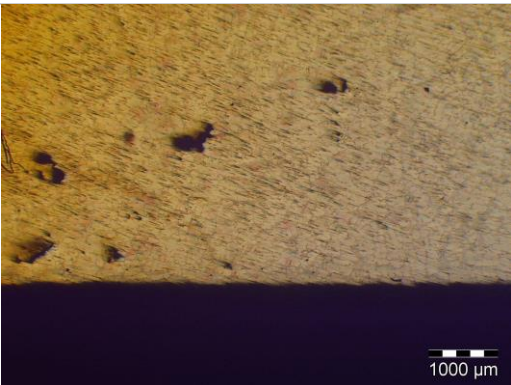
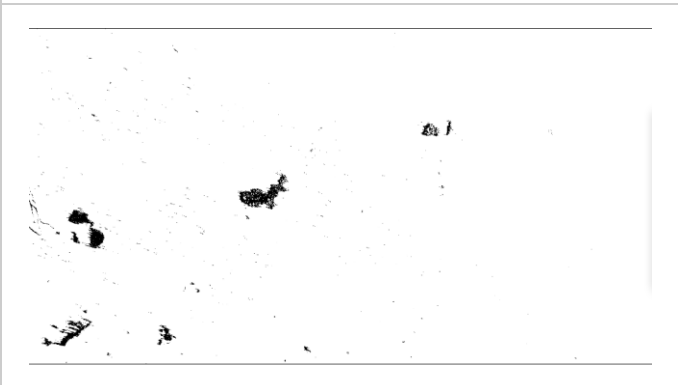
C1_3_150x			8,074%
C2_1_23x			0,65%
C2_1_75x			3,14%



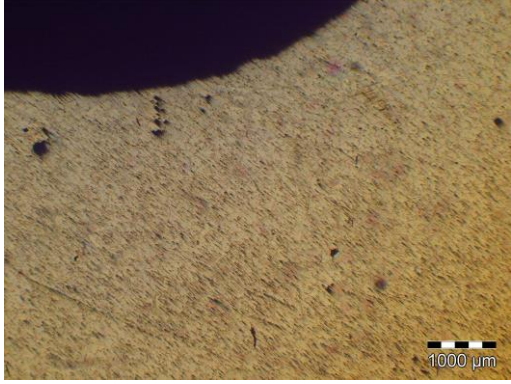
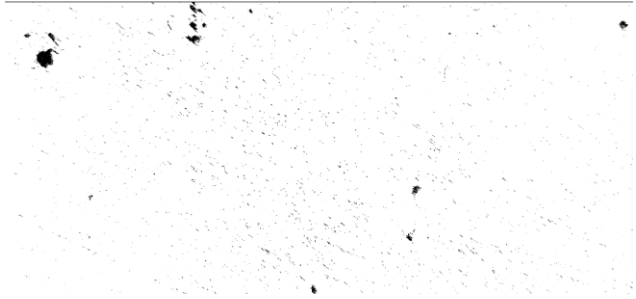
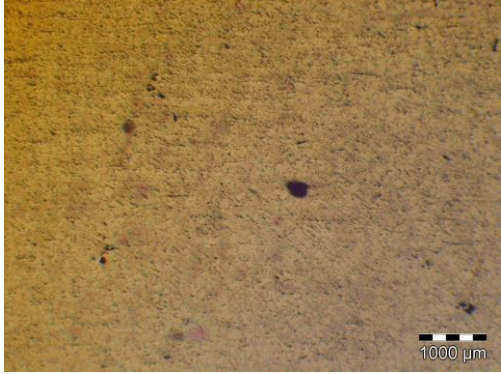
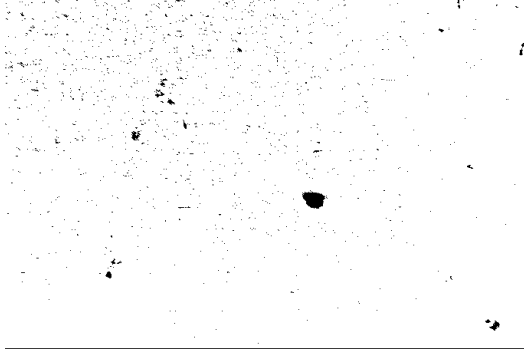
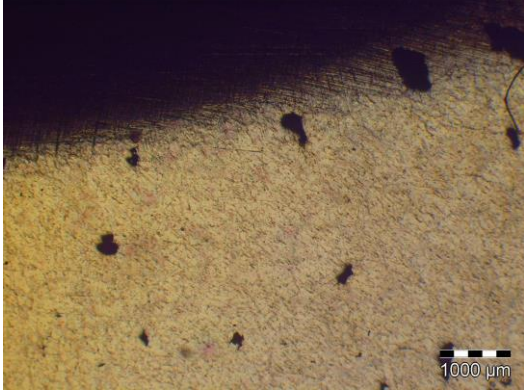

C2_2_23x			0,56%
C2_2_75x			3,47%
S_Z1_23x_1			1,54%

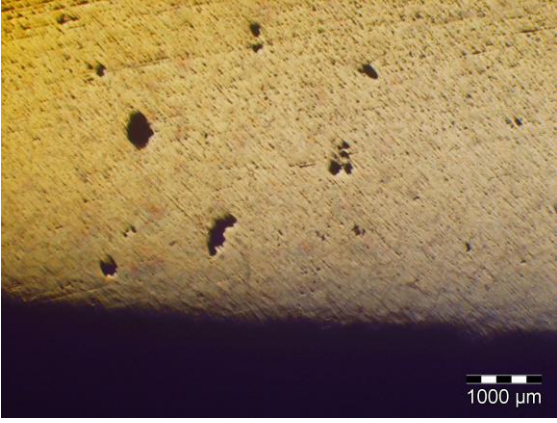
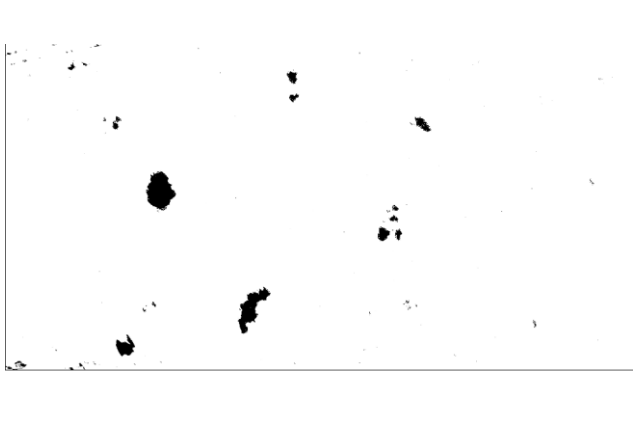
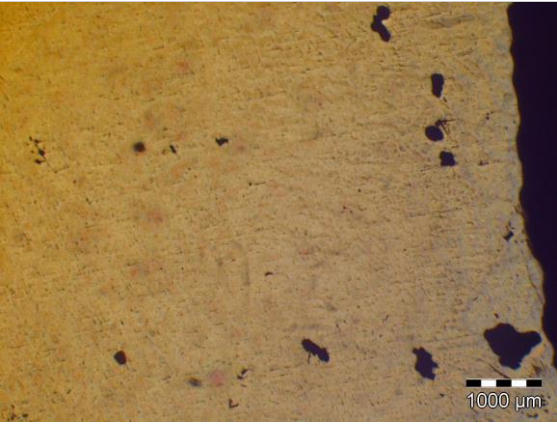
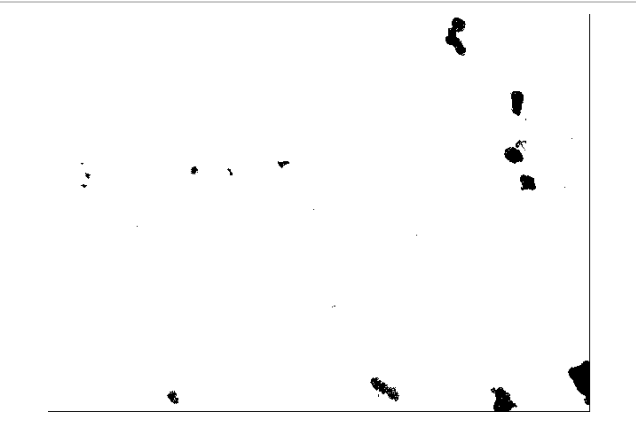
S_Z1_23x_2			0,79%
S_Z1_23x_3			0,43%
S_Z2_23x_1			1,34%

S_Z2_23x_2			0,82%
S_Z3_23x_1			0,33%
S_Z3_23x_2			0,67%

S_Z3_23x_3			0,62%
F_Z1_23x_1			1,61%
F_Z1_23x_2			0,88%

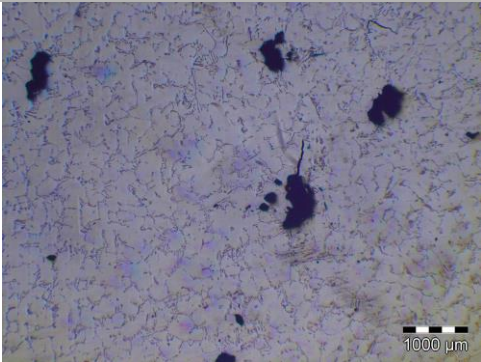
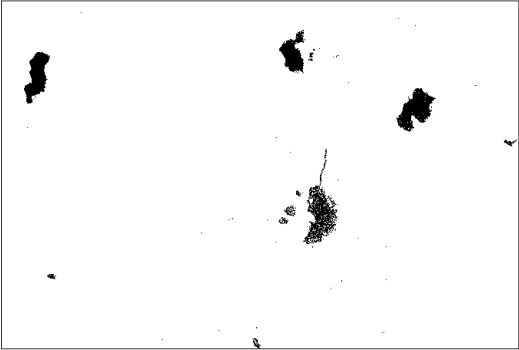
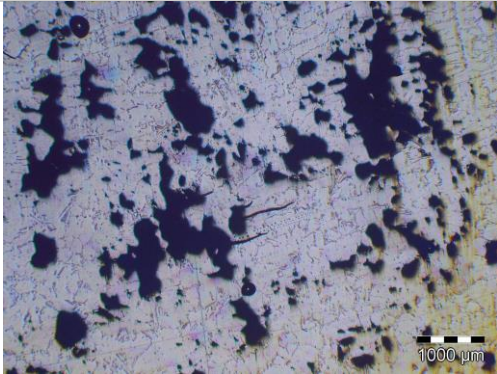
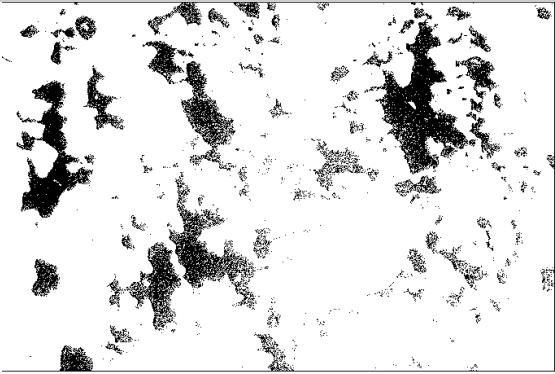


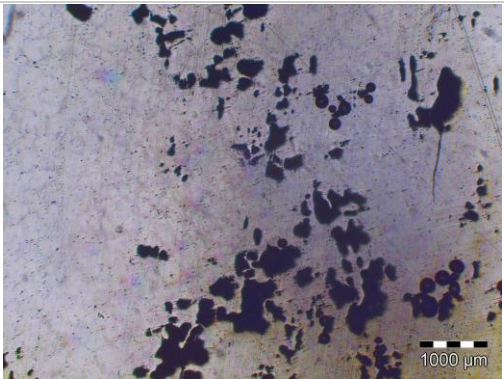
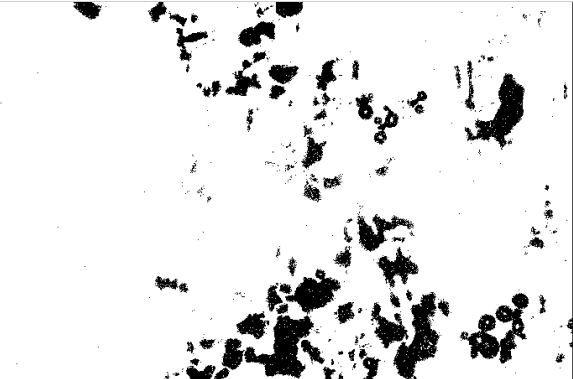
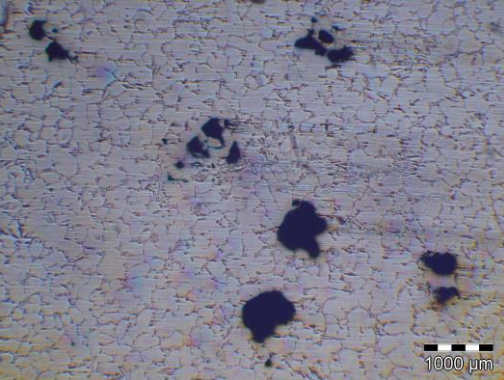
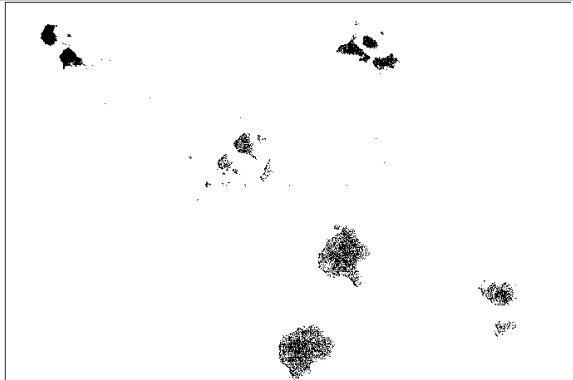
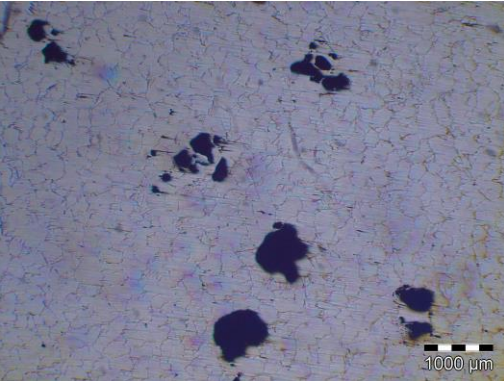
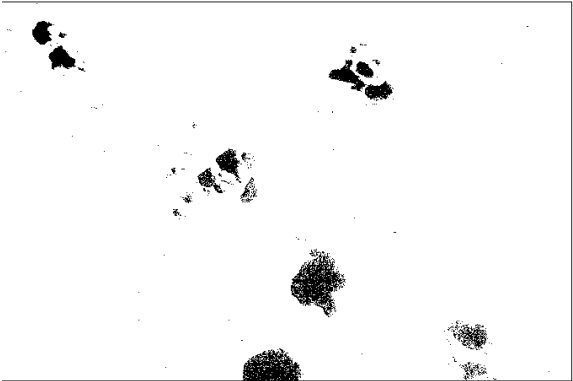
F_Z1_23x_3			0,69%
F_Z2_23x_1			0,89%
F_Z2_23x_2			0,42%

F_Z3_23x_1			1,09%
F_Z3_23x_2			1,15%

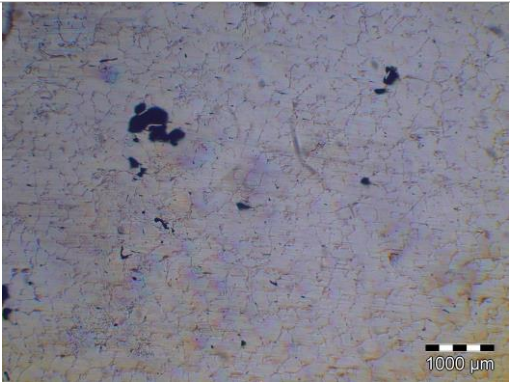
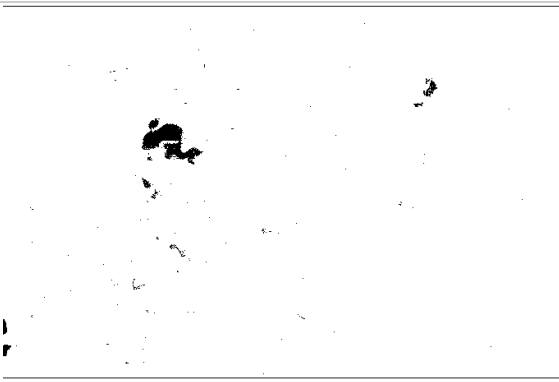
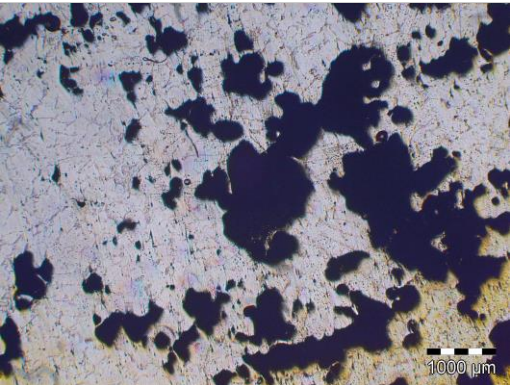
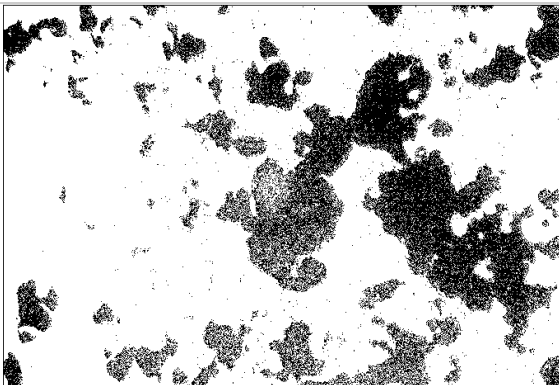
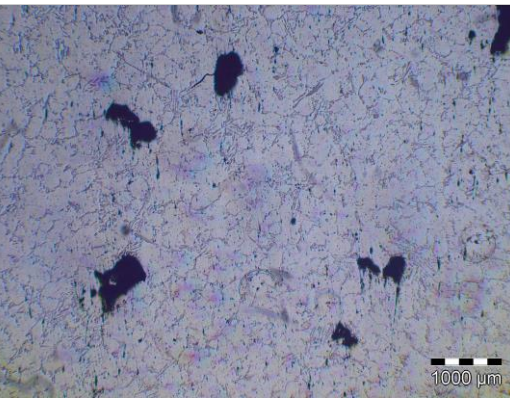
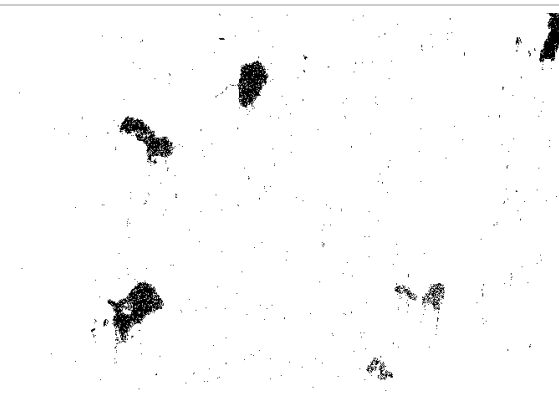
## ANEXO G

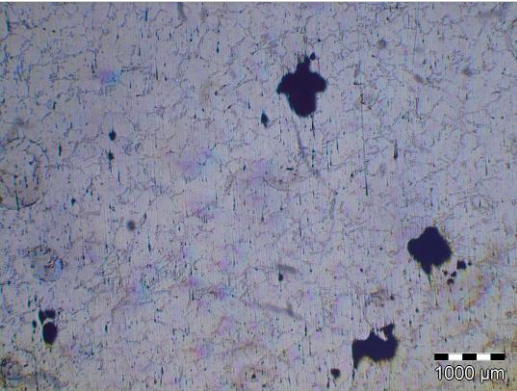
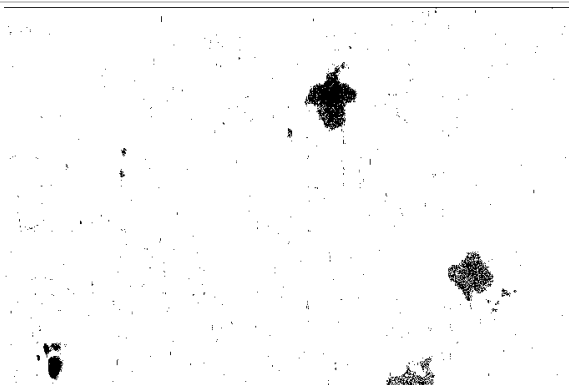
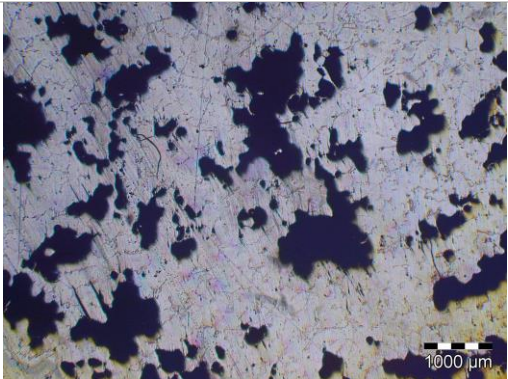
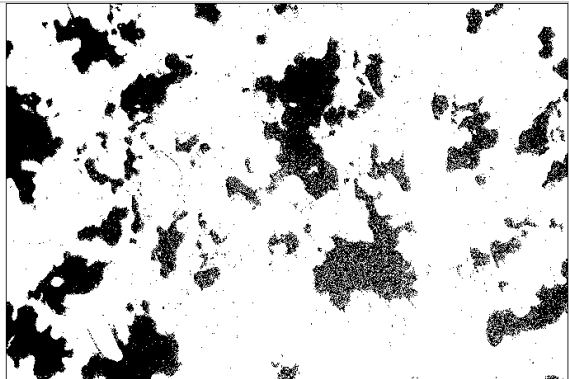
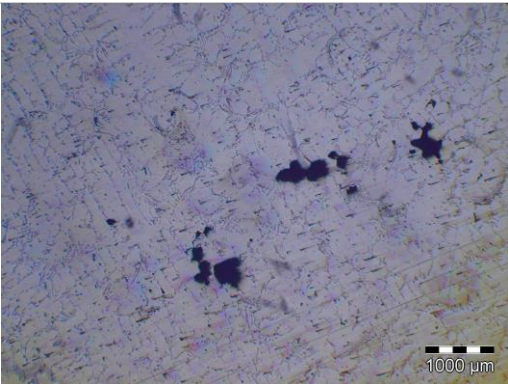
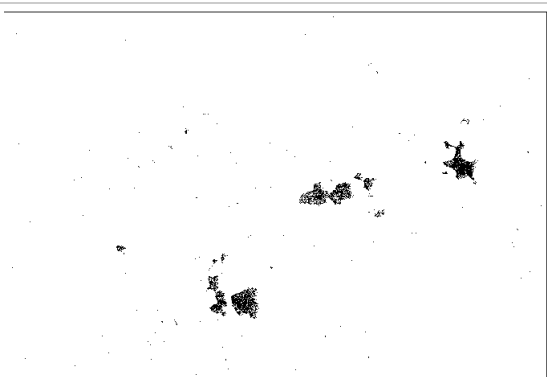
**Tabela 28** - Microestrutura e percentagem de porosidades presentes nas peças vazadas numa moldação de areia auto-secativa, com sistema de gitagem dimensionado.

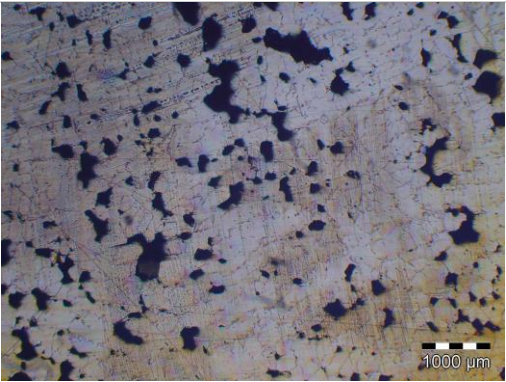
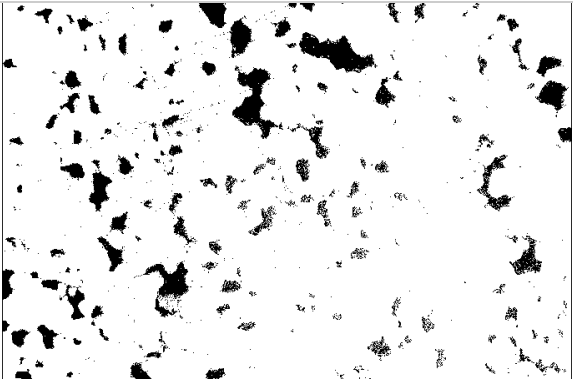
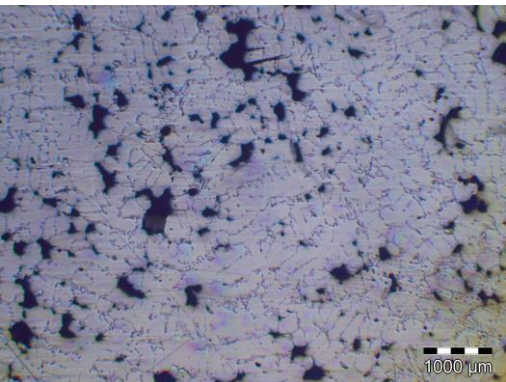

Designação	Microestrutura		Microestrutura após aplicação de <i>threshold</i>	Porosidades (%)
P1.1_1				1,87%
P1.1_2				12,14%

P1.1_3			9,93%
P1.2_1			1,85%
P1.2_2			2,76%



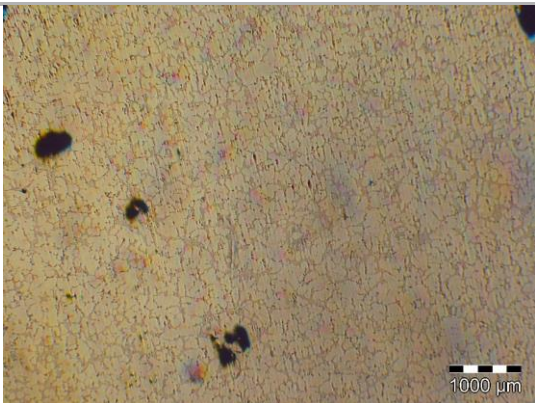
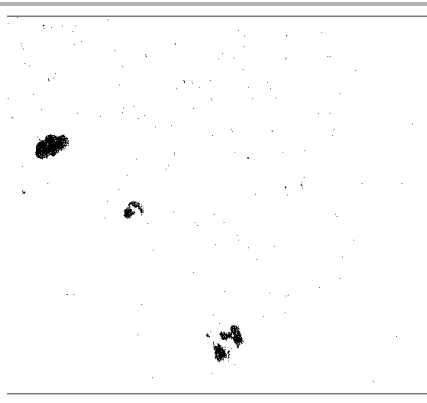
P1.2_3			0,77%
P2.1_1			20,58%
P2.1_2			2,11%

P2.1_3			1,68%
P2.1_4			19,67%
P2.2_1			0,96%

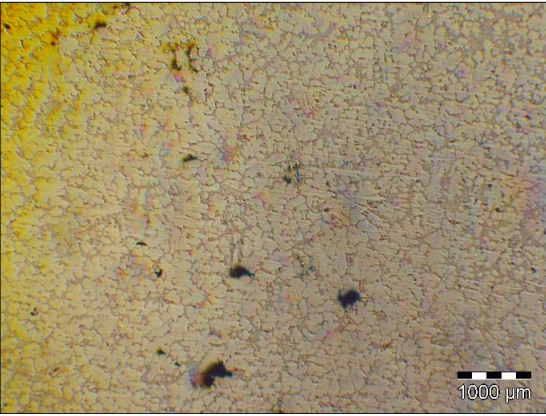

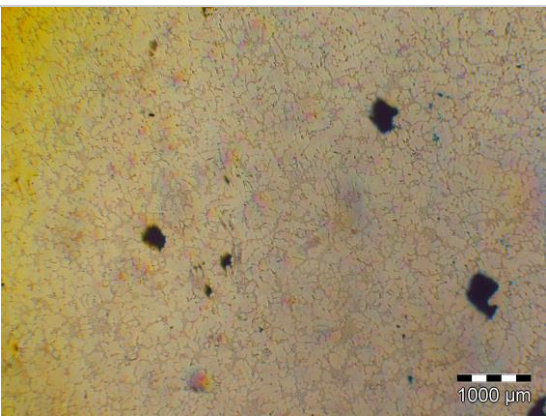

P2.2_2			8,30%
P2.2_3			6,30%

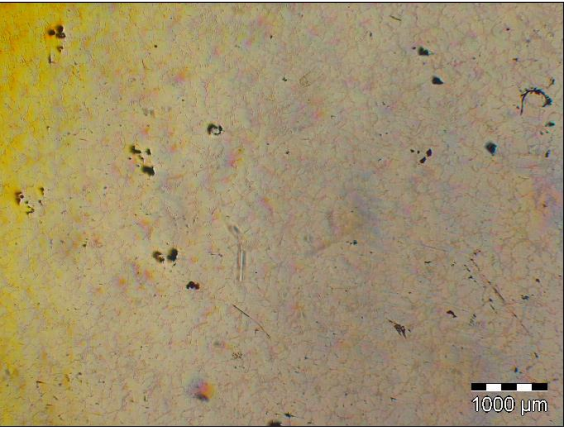

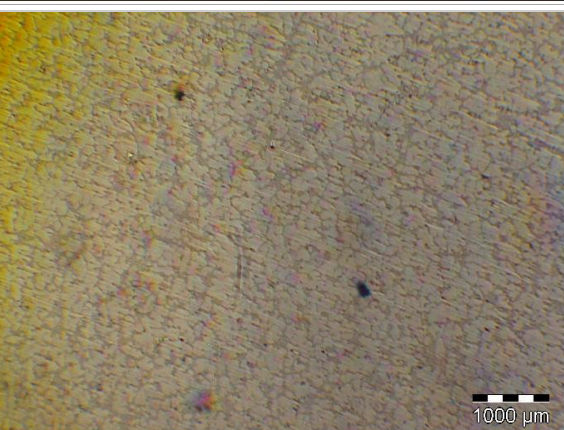

## ANEXO H

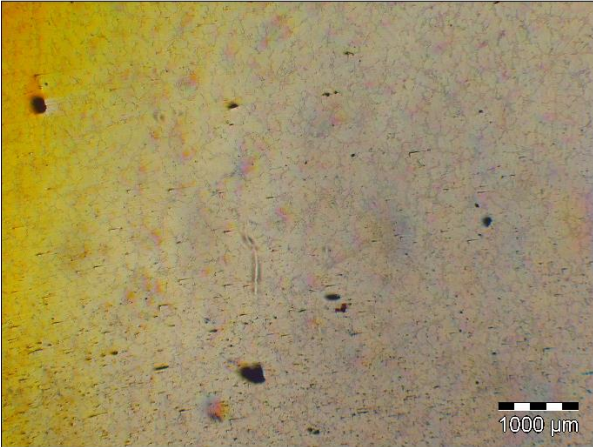
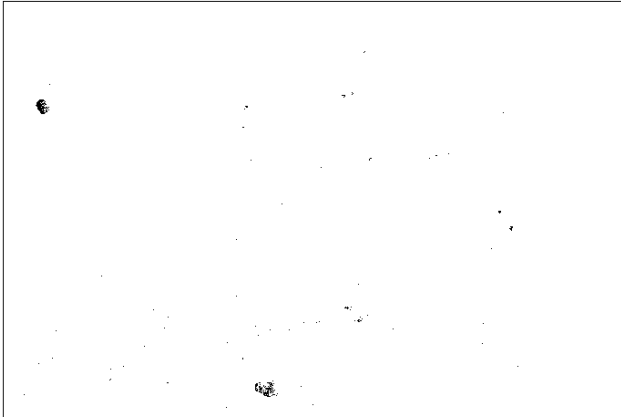
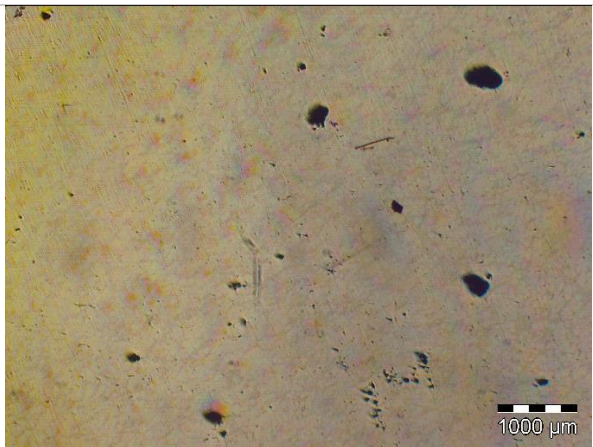

**Tabela 29** - Microestrutura e percentagem de porosidades presentes nas peças vazadas numa moldação de areia auto-secativa.

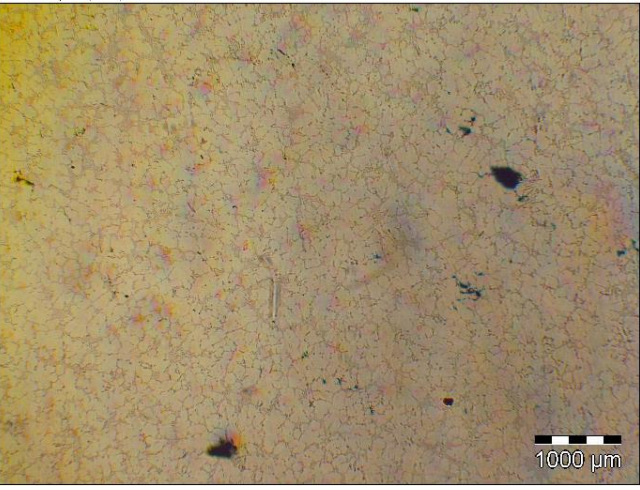
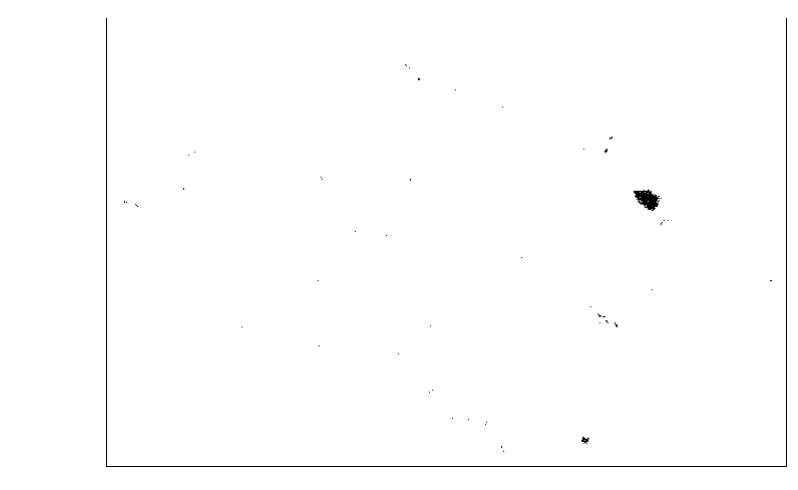
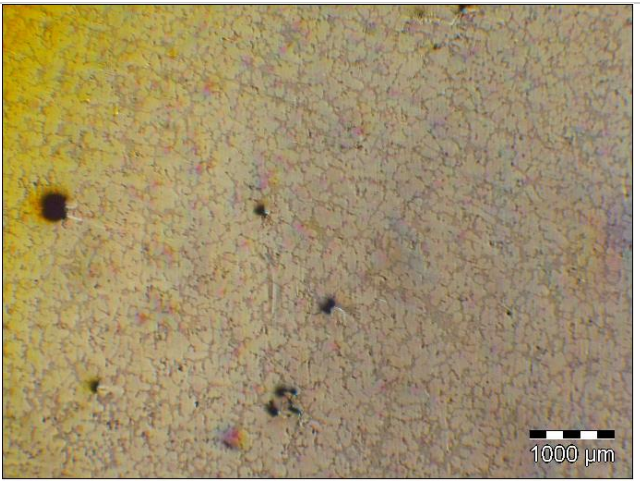
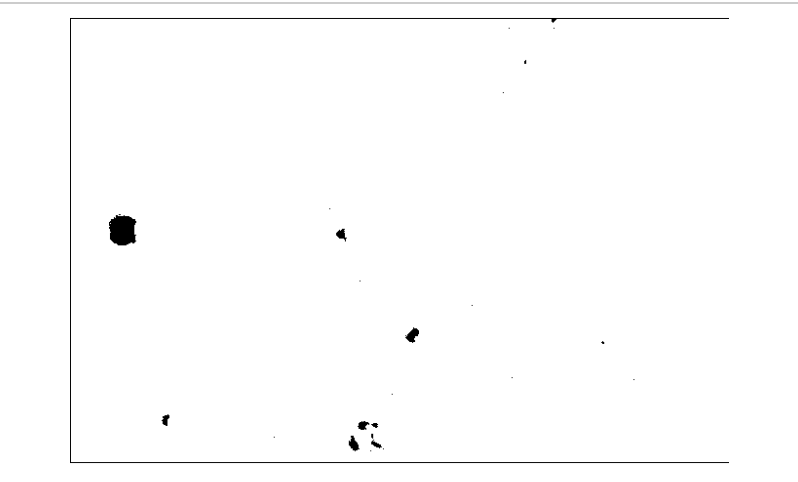
Designação	Microestrutura	Microestrutura após aplicação de <i>threshold</i>	Porosidades (%)
P1_Z1_23x_1			0,72%



P1_Z1_23x_2			0,74%
P1_Z1_23x_3			0,74%

P1_Z2_23x_1			0,50%
P1_Z2_23x_2			0,07%

<p>P1_Z2_23x_3</p>			<p>0,12%</p>
<p>P2_Z1_23x_1</p>			<p>0,60%</p>

P2_Z2_23x_1			0,14%
P2_Z2_23x_2			0,40%